Der gehärtete Zustand von Werkzeugstählen

Über den Einfluß von Mikrorissen auf die Bruchzähigkeit eines Werkzeugstahles mit annähernd eutektoider Zusammensetzung

Doktorarbeit
zur
Erlangung des Grades
Doktor-Ingenieur
der
Abteilung für Maschinenbau
der Ruhr-Universität Bochum

von
Fritz Erven
aus Bochum

Bochum 1981

Digitized by the Internet Archive
in 2026

https://archive.org/details/IA41544708_0026

Der gehärtete Zustand von Werkzeugstählen

Über den Einfluß von Mikrorissen auf die Bruchzähigkeit eines Werkzeugstahles mit annähernd eutektoider Zusammensetzung

Doktorarbeit
zur
Erlangung des Grades
Doktor-Ingenieur
der
Abteilung für Maschinenbau
der Ruhr-Universität Bochum

von
Fritz Erven
aus Bochum

Bochum 1981

UNIV.
LEIDEN
BIBL.

Doktorarbeit eingereicht am: 28. 10. 1981

Tag der mündlichen Prüfung: 21. 12. 1981

Referent: Prof. Dr. E. Hornbogen

Korreferent: Prof. Dr. J. M. Motz

Symbole und ihre Bedeutung

Symbol	Einheit	Bedeutung
A	%	Bruchdehnung
$Am_1 \ldots Am_i$	mm^2	transkristalliner Bruchflächenanteil des jeweiligen Bildes
An	mm^2	Bildfläche des Gesamtbruches
A_{TB}	-	Anteil der transkristallinen Bruchfläche
$A_{(2\delta)}$	-	Absorptionsfaktor
B	mm	Probendicke
D_{KG}	µm	Korndurchmesser
E	MNm^{-2}	Elastizitätsmodul
F	N	Kraft
Fm	N	Höchstzugkraft
$F_{P_{O,2}}$	N	Kraft (bei Dehngrenze o,2 %)
G_c	MNm^{-1}	spez. Rißausbreitungskraft
G_{Ic}	MNm^{-1}	kritische Rißausbreitungskraft
G_{Iceff}	MNm^{-1}	effektive kritische Rißausbreitungskraft
G_{IcM}	MNm^{-1}	Rißausbreitungskraft der Matrix
$I_{M\{h,k,l\}}$	-	Martensitinterferenz
$I_{RA\{h,k,l\}}$	-	Restaustenitinterferenz
K_{Ic}	$MNm^{-3/2}$	kritische Spannungsintensität (bei ebenem Spannungszustand)

Symbol	Einheit	Bedeutung
K_{IcM}	$MNm^{-3/2}$	Spannungsintensität des Grundgefüges
K_{Ieff}	$MNm^{-3/2}$	wirksame Spannungsintensität
L'	mm	Konstante (Dimension einer Länge, in der der Verfestigungsexponent enthalten ist, siehe Gl. (24))
L_A	mm	Anschwingungsrißlänge
L_M	mm	Länge der Meßlinie
L_o	mm	Anfangsmeßlänge bei Raumtemperatur
$L_1 \ldots L_n$	mm	Länge der Verzweigungsrisse
P_G	-	Volumenanteil des Graphits im Gußeisen
P_M	-	Volumenanteil der Grundmatrix
R	-	Verhältnis Unterspannung/Oberspannung
$R_{M\{h,k,l\}}$	-	R-Faktor für den Martensit (Tabelle 5)
$R_{RA\{h,k,l\}}$	-	R-Faktor für den Restaustenit (Tabelle 5)
R_m	MNm^{-2}	Zugfestigkeit
$R_{P_{o,2}}$	MNm^{-2}	O,2 %-Dehngrenze
R_p	MNm^{-2}	Dehngrenze
S_o	mm^2	Anfangsquerschnitt
S_u	mm^2	kleinster Probenquerschnitt
$S_{o,2}$	mm^2	Querschnitt (bei Dehngrenze o,2 %)

Symbol	Einheit	Bedeutung
T_α	^oC	Anlaßtemperatur
T_γ	^oC	Abschrecktemperatur
V	-	Vergrößerungsfaktor
V_M	-	Volumenanteil Martensit
V_{RA}	-	Volumenanteil Restaustenit
W	mm	Probenbreite
W_E	Nm^{-1}	Verzerrungsenergie
W_O	Nm^{-1}	Oberflächenarbeit
Z	-	mittlerer Verzweigungsgrad (Energieerhöhungsfaktor, hervorgerufen durch die Rißverzweigung)
Z_M	-	Zahl der durch die Meßlinie geschnittenen Korngrenzen
$a_1 \ldots a_i$	µm	mittlere Mikrorißlänge je Klasse
b	mm	Atomabstand
c	-	statistischer Faktor (der die Lage der Graphitteilchen bzw. Mikrorisse zur Beanspruchungsrichtung berücksichtigt)
d_B	mm	Probendurchmesser der Rundzugprobe bei Bruch
d_o	mm	Anfangsprobendurchmesser einer Rundzugprobe
$f_1 \ldots f_i$	-	absolute Häufigkeit je Klasse
$k_1 \ldots k_i$	-	Anzahl der gebildeten Klassen
l	mm	Mikrorißlänge
$\bar{l}$	mm	mittlere Mikrorißlänge

Symbol	Einheit	Bedeutung
l_{max}	mm	maximale Mikrorißlänge
l_{min}	mm	minimale Mikrorißlänge
m	$\frac{1}{m}$	Mikrorißdichte pro Längeneinheit
n	-	Verfestigungsexponent
r_p	mm	Radius der plastischen Zone
Δa	mm	Mikrorißverlängerung
Δz	-	Energieabsorptionsfaktor infolge der Mikrorißverlängerung
$\Delta\sigma$	MNm^{-2}	Spannungserhöhung
ΔL_r	mm	bleibende Verlängerung
γ_o	Nm^{-1}	spez. Oberflächenenergie
γ_{pl}	Nm^{-1}	plastische Verformungsenergie
δ	mm	Rißöffnungsverschiebung
λ	Grad	Winkel
ε_B	-	wahre Bruchdehnung
ν	-	Querkontraktionszahl
ρ	mm	kleinster Kerbradius des Graphitteilchens
σ	MNm^{-2}	äußere Spannung
σ_B	MNm^{-2}	wahre Bruchspannung
σ_c	Nmm^{-2}	kritische Spannung
σ_{eff}	Nmm^{-2}	effektive höhere Spannung

INHALT

		Seite
1.	Einleitung	1
1.1	Allgemeines	1
1.2	Härtung und Anlassen von Werkzeugstählen	2
1.3	Entstehen von Mikrorissen	4
1.4	Bruchzähigkeit von Keramik und spröden Metallen	9
1.5	Untere Grenzen der Bruchzähigkeit	13
2.	Werkstoff und Versuchsdurchführung	15
2.1	Werkstoff und Wärmebehandlung	15
2.2	Zugversuche ohne Anriß	16
2.3	Bruchmechanische Zugversuche	17
2.4	Mikroskopische Untersuchung der Gefüge und der Brüche	18
3.	Experimentelle Ergebnisse	23
3.1	Wärmebehandlung und Gefüge vor dem Bruch	23
3.2	Zugversuche ohne Anriß	25
3.3	Bruchmechanische Zugversuche	26
3.4	Mikroskopische Beobachtungen der Brüche	28
4.	Erörterung der Ergebnisse	31
4.1	Systematik der Einflußgrößen auf die Bruchzähigkeit	31
4.1.1	Die Bruchzähigkeit der Matrix	33
4.1.2	Der Einfluß der Mikrorisse auf die Bruchzähigkeit	34
4.1.3	Der Einfluß der Rißverzweigungen auf die Bruchzähigkeit	36
4.2	Quantitative Behandlung der Bruchzähigkeit	39
4.2.1	Der abgeschreckte Zustand	39
4.2.2	Der angelassene Zustand	41
4.3	Empfehlungen für optimale Wärmebehandlung	42

INHALT

		Seite
5.	Zusammenfassung	45
6.	Literatur	47
7.	Anhang: Tabellen, Abbildungen	52

1. Einleitung

1.1 Allgemeines

Die überaus große Bedeutung der Eisenwerkstoffe, insbesondere der Stähle, für die Technik ist auf ihre hervorragenden und vielfaltig wandelbaren Eigenschaften sowie gute Verarbeitbarkeit und Wirtschaftlichkeit zurückzuführen. Stähle können durch Veränderung ihrer Mikrostruktur gezielt auf ihre Gebrauchseigenschaften hergestellt werden. Ziel einer jeden Werkstoffneuentwicklung ist es, die Fertigungs- oder Gebrauchseigenschaften zu verbessern. In diesem Zusammenhang muß neben der günstigsten chemischen Zusammensetzung auch die Mikrostruktur optimiert werden. Es ist die Aufgabe der Werkstoffwissenschaft, den Zusammenhang zwischen dem mikroskopischen Aufbau und den vom Werkstoff nach außen gezeigten makroskopischen Eigenschaften möglichst quantitativ darzustellen.

Am Beispiel eines annähernd eutektoiden Stahles soll die bei jeder konventionellen Härtebehandlung durchlaufende Sprödbruchphase untersucht werden. Die Kenntnis dieses harten Gefüges des Stahles - in dem er zwar nicht gebraucht wird - ist jedoch von wesentlicher Bedeutung, um in diesem Zwischenzustand der Fertigung einen Ausfall durch Bruch zu vermeiden.

Durch eine Korrelation der mechanischen Meßergebnisse und der mikroskopischen Analyse des Bruches soll die Fraue beantwortet werden, wo die untere Grenze der Bruchzähigkeit liegt, und wie diese Werte zu verstehen sind.

Diese analytische Methode hat gegenüber der empirischen Untersuchung den Vorteil, daß der Einfluß der Mikrostruktur auf die mechanischen Eigenschaften erfaßt wird. Aufbauend auf diesen Erkenntnissen kann der Werkstoff und dessen Wärmebehandlunu gezielt verbessert werden.

1.2 Härten und Anlassen von Werkzeugstählen

Ziel der meisten Wärmebehandlungen ist die Änderung des Gefüges des Stahles. Die Wärmebehandlung bestimmt die Struktur der Phasen im Gefüge, deren Mengenanteile und Anordnung, Form und Zusammensetzung, sowie die Veränderung der Konzentration und Verteilung von Gitterbaufehlern, wie z.B. Versetzungen und Korngrenzen.

Diese Wärmebehandlung hat das Ziel, die Gebrauchseigenschaften der Werkzeugstähle, wie hohe Härte, ausreichende Zähigkeit, hohen Verschleißwiderstand, Druckfestigkeit und Maßbeständigkeit, über gezielte Gefügeeinstellung zu erreichen. Die Härtungsmechanismen sind hauptsächlich die martensitische Umwandlung sowie die Kornfeinung. Diese Härtemechanismen werden beim Anlassen noch zusätzlich durch die maßgebliche Ausscheidungshärtung ergänzt.

Bei dem Härtezyklus 'Aufheizen - Halten - Abschrecken' erfolgt zur Vermeidung von Anwärmspannungen und Verzug das Aufheizen des Werkzeugstahles auf die α/γ-Umwandlungstemperatur oft mit verminderter Aufheizgeschwindigkeit, um eine Rißbildung zu vermeiden (Bild 1a). Nach Erreichen der Härtetemperatur (80 ^{o}C über der Umwandlungstemperatur) lösen sich die Karbide auf, und der Kohlenstoff diffundiert in das γ-Eisengitter, und zwar umso schneller, je mehr die α/γ-Umwandlungstemperatur überschritten wird. Die α/γ-Umwandlungstemperatur liegt für Eisen > 0,8 % bei 723 ^{o}C, wobei die meisten Karbid stabilisierenden Elemente diese Temperatur erhöhen, dagegen Ni und Mn sie erniedrigen. (Bild 1b) zeigt schematisch das Härten des Werkzeugstahles auf Härtetemperatur im Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild.

Nach dem Austenitisieren wird schnell vom γ-Gebiet auf Raumtemperatur abgekühlt, so daß man das angestrebte Härtungsgefüge Martensit erhält. Martensit entsteht unterhalb der Martensittemperatur, deren Höhe vom C-Gehalt und den Legierungs-

elementen abhängig ist. Martensit hat im Gegensatz zum kubischen raumzentrierten α-Gitter infolge Übersättigung an Kohlenstoff bei Raumtemperatur ein verspanntes, raumzentriertes Gitter. Aus der starken örtlichen Verzerrung der Eisenatome durch den eingelagerten Kohlenstoff folgt eine hohe spezifische Mischkristallhärtung und damit die hohe Härte des Martensits.

Die Durchhärtbarkeit des Stahles hängt von mehreren Einflüssen ab, und zwar von den Querschnittsabmessungen, der kritischen Abkühlungsgeschwindigkeit und von der Höhe und Art der Legierungselemente. Sie bestimmt die von der Oberfläche der Probe aus gemessene Dicke der Zone, in der sich Martensit bilden kann, d.h. die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit überschritten ist. In (Bild 2) ist der Einfluß einiger Legierungselemente auf die Durchhärtbarkeit verschieden legierter Stähle dargestellt. Durch diese Legierungselemente können die Perlit- und/oder Bainitbildung zu längeren Zeiten verschoben werden. Dadurch wird die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit erniedrigt und damit die Einhärtungstiefe erhöht. Diese Zusammenhänge werden anschaulich im Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild (ZTU) dargestellt (Bild 1d). Werden martensitische Werkzeugstähle auf Anlaßtemperaturen zwischen (150 - 550) ^{o}C erwärmt, so vermindert sich die Härte zugunsten erhöhter Zähigkeit. Bei den höheren Anlaßtemperaturen können zusätzlich Eigenspannungen abgebaut werden.

Das Anlassen baut zunächst die tetragonale Aufweitung des Martensits ab, und der im Martensit als übersättigte Lösung vorhandene Kohlenstoff scheidet sich als feinst dispers verteiltes ε-Karbid ab, erst bei höheren Anlaßtemperaturen bildej sich Zementit. (Tabelle 2) zeigt in einem qualitativen Raster den Einfluß der wichtigsten Karbide und Legierungselemente auf die Eigenschaften des Werkzeugstahles. Bei hoher Übersättigung an Kohlenstoff im Martensit ist die Mischkristallhärte bei C-Stählen und niedriglegierten Stählen bestimmend, so daß die Abnahme der Mischkristallhärte beim

Anlassen den Härtegewinn durch Karbidausscheidungen überwiegt, und die Härte mit steigender Anlaßtemperatur geringer wird. Andererseits werden beim Anlassen um 550 ^{o}C bei den hochlegierten, sonderkarbidhaltigen Werkzeugstählen Sonderkarbide ausgeschieden, wodurch ein ausgeprägtes Härtemaximum entsteht (Sekundärhärtung). (Bild 3) zeigt den Härteverlauf einiger legierter Werkzeugstähle in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur. [1-9]

1.3 Entstehen von Mikrorissen

Metalle können nur durch Spalten oder plastisches Scheren brechen. In einem fehlerfreien Kristall würde ein Bruch erst dann eintreten, wenn die an einem Kristall wirkende Normal- bzw. Schubspannung die obere theoretische Grenze der Scherfestigkeit erreicht hätte. Die tatsächlichen Bruchfestigkeiten von Metallen liegen jedoch um einige Größenordnungen niedriger. Diese Diskrepanz zwischen realer und idealer Festigkeit ist auf das Vorhandensein von Mikrorissen und Gitterbaufehlern, insbesondere Versetzungen, zurückzuführen. Folgende Mikrorißbildungsmechanismen können im Werkzeugstahl bei statischer Belastung von Bedeutung sein:

- Gleitung

  Im wesentlichen wird das Verformungs- und Bruchverhalten sowohl unter statischer als auch dynamischer Beanspruchung von der Gleitverteilung in den Kristallen beeinflußt. Von einer homogenen Gleitverteilung spricht man, wenn sich auf vielen Gleitebenen die Versetzungen jeweils um kleine Beträge bewegen; von einer inhomogenen Gleitverteilung, wenn die Versetzungsbewegungen zur Erzielung einer gleichen Dehnung über größere Strecken laufen. Die unterschiedlichen Gleitverteilungen führen zu Unterschieden im Bruchverhalten, was durch die verschiedenen Spannungsfelder der Versetzungsgruppen bedingt ist.

Bei einer inhomogenen Gleitverteilung ergibt sich zu dem obigen Rißmechanismus zusätzlich die Rißbildung durch die Reaktionen von Gleitbändern, mit sich überkreuzenden Gleitbändern und Gleitbändern mit der Probenoberfläche. [10-14] Wird die Inhomogenität in der Gleitverteilung noch ausgeprägter, so können sich die Risse an den Schnittpunkten der überkreuzenden, sich abscherenden Gleitbänder ausbreiten. Diese Risse wachsen mit zunehmender Verformung (Bild 4) zusammen und führen zum Grübchenbruch durch die Matrix.

Harte Teilchen und Einschlüsse können in der Matrix als Hindernis für die Gleitversetzungen wirken und dadurch Rißbildung verursachen. Dieser Versetzungsaufstau vor den nichtmetallischen Einschlüssen führt zur Trennung der Teilchen von der Matrix [15-17] oder zum Bruch der Teilchen (Bild 5a). Diese durch die aufgerissene Grenzfläche Matrix - Teilchen gebildeten Hohlräume wachsen infolge des mehrachsigen Spannungszustandes an, bis schließlich die dazwischen liegenden Brücken durch plastisches Abscheren zerstört werden und ein wabenförmiger transkristalliner Bruch entsteht (Bild 5b).

Zwillingsbildung tritt normalerweise dort auf, wo vollständige Versetzungen schwer beweglich sind (z.B. Krz-Metalle bei tiefen Temperaturen). Hierbei klappen unter Wirkung von Schubspannungen bestimmte Gitterbereiche in eine spiegelbildliche Anordnung um (Bild 6). Zwillinge können durch Korngrenzen, Phasengrenzen oder andere bzw. kreuzende Zwillinge blockiert werden, wobei an dem Hindernis eine starke Spannungskonzentration entsteht. Diese Spannungskonzentration kann um viele Größenordnungen größer sein als die durch einen Versetzungsaufstau in einer Gleitebene gebildete und bildet daher eine äußerst wirksame Art, um Mikrorisse zu erzeugen. [18-24]

Korngrenzen können, wie bereits erwähnt, starke Hindernisse darstellen, um die Bewegungen der Versetzungen zu blockieren und dadurch einen Versetzungsaufstau hervorrufen. Um eine solche Aufstauung wird ein Spannungsfeld aufgebaut mit der

Spannungsspitze an der Korngrenze. Diese Spannungsspitzen sind in der Lage, wenn die Anzahl der aufgestauten Versetzungen hoch genug ist, die Korngrenzen aufzureißen und dadurch Mikrorisse zu erzeugen. Die Risse breiten sich dann entlang der Gleitbänder aus (Bild 7). Liegen aber harte, nichtmetallische Phasen, z.B. Karbide, auf den Korngrenzen vor, dann kann der Vorgang der Rißkeimbildung an den Korngrenzen leichter ablaufen.

- Korngrenzenversprödung

Im Regelfall ist allen Wärmebehandlungen zur Steigerung der Festigkeit gemeinsam, daß die Verformungsfähigkeit mit steigender Festigkeit abnimmt; der Werkstoff wird spröde. Eine technische Ausnahme stellt die Kornfeinung dar, durch die die Festigkeit und Zähigkeit gleichermaßen erhöht werden. Den meisten beobachteten Versprödungen müssen Gefügeänderungen zu Grunde liegen, die den transkristallinen zähen Bruch zum transkristallinen spröden, vor allem zum interkristallinen spröden Bruch verschieben.

Als Ursache der Anlaßversprödung gilt die Segregation der Verunreinigungselemente (im Periodensystem die Hauptgruppen IVa, Va, VI mit Sb, Sn, P, S, As etc.) an den Korngrenzen, hauptsächlich an Austenitkorngrenzen. Untersuchungen des im festen Zustand ablaufenden, zeitabhängigen Diffusionsprozesses zeigten, daß das Ausmaß der Segretation im wesentlichen von der Wechselwirkung zwischen den Verunreinigungselementen und den Legierungselementen (N, Cr, Mn, Si, C) abhängt. [25-32] Als Wirkungsursache der segregationsbedingten Versprödung gilt der kovalente Bindungsanteil, der eine Verringerung der Verformungsfähigkeit an den Korngrenzen verursacht. [33-34] Diese segregierten Atome verhindern, daß sich die Korngrenzen unter der vom Versetzungsaufstau herrührenden Spannung plastisch verformen; der Werkstoff bricht unter Bildung von Mikrorissen längs den Korngrenzen auf (Bild 8).

Die Ausscheidungshärtung beruht darauf, daß in dem Gefüge in sehr fein verteilter Form eine zweite Phase ausgeschieden wird. Diese anlaßbedingte versprödende Wirkung (bei Werkzeugstählen bereits ab 200 °C) der zweiten Phase ist insbesondere dann zu befürchten, wenn die Korngrenzen bevorzugt mit Ausscheidungen belegt sind (Bild 9). Die Spannungsspitzen, hervorgerufen durch aufgestaute Versetzungen oder elastische Dehnung des Kornverbandes, lassen das harte Teilchen unter Bildung eines Mikrorisses brechen und damit die Korngrenzenfestigkeit schwächen. [35-37]

Beim Stahl können nach dem Überhitzen infolge unterschiedlicher Keimbildungsbedingungen ausscheidungsverdünnte Zonen (TFZ) entlang den ehemaligen Austenitkorngrenzen entstehen (Bild 10). Für die Ausscheidungskinetik gibt es zwei Ursachen: [38]

(1) Da die Korngrenzen als bevorzugte Leerstellensenken wirken, entsteht im Korngrenzenbereich ein an Leerstellen verarmter Saum. In diesem Bereich ist die Bildung von Ausscheidungen nicht mehr möglich.

(2) Für die Ausscheidung der inkohärenten Gleichgewichtsphase in der Korngrenze kommen die dazu notwendigen Atome aus dem Korngrenzenbereich, in dem sich dann keine Ausscheidunuen mehr bilden können.

In diesen Zonen, die um den Betrag der Teilchenhärtung weicher sind als die Matrix, führt eine Beanspruchung zu einer lokalen plastischen Verformung. Durch die plastische Verformung der TFZ reißen die Korngrenzen an den Trippelpunkten oder an den in der Korngrenze liegenden Teilchen auf, bevor die Bruchspannung der ausgehärteten Matrix erreicht ist. Diese Risse breiten sich dann entlang der Korngrenze aus.

- Mikroseigerungen stellen konzentrationsmäßige Inhomogenitäten dar, die unterschiedliche Umwandlungscharakteristiken

besitzen können. Durch zeitlich verschobene Umwandlungen können Mikrospannungen (Eigenspannungen II. Art) und damit Mikrorisse vergrößert werden und unterschiedliche Widerstände gegen die Bewegung von Versetzungen besitzen.

- Umwandlungs- und Abschreckspannungen

Im Zusammenhang mit der Härtebehandlung von Werkzeugstählen entstehen innere Spannungen, die verschiedene Ursachen haben. Diese Spannungen können Brüche, Oberflächen- und Ausschalungsrisse sowie Mikrorisse im Innern des Werkstoffes verursachen. [39-43]

Beim Abkühlen dieses Werkstoffes entstehen Temperatur- und damit Dichteunterschiede, durch die Spannungen verursacht werden. Bei höheren Temperaturen kann ein teilweiser Spannungsabbau durch Kriechen erfolgen. Mit abnehmender Temperatur vermindert sich dieser Mechanismus. Bei Stählen überlagern sich diesen Vorgängen die Volumenänderungen durch die Umwandlung, deren Auftreten von den örtlichen Temperaturen und der Umwandlungscharikteristik des Stahles (ZTU-Schaubild) abhängt. Diese Vorgänge haben nach Beendigung der Abkühlung innere Spannungen zur Folge, ihre Höhe und Verteilung ist von folgenden Einflußgrößen abhängig:

o Abkühlungsgeschwindigkeit;
o Abmessungen des Werkstückes;
o Umwandlungscharikteristik;
o Verformungswiderstand.

Die hier erwähnten makroskopischen inneren Spannungen sind zu unterscheiden von inneren Spannungen, die im mikroskopischen Bereich auftreten. Im Falle der Stahlhärtung sind sie verbunden mit der Entstehung der einzelnen Martensitkristalle aus dem Austenit. Ein komplizierter Spannungszustand entsteht sowohl durch die örtliche Volumenänderung als auch durch die Scherverformung, die die Kristallneu-

bildung begleitet. Die Verzerrung und damit die örtliche innere Spannung ist am größten bei Wechselwirkung eines sich neu bildenden Martensitkristalls mit einem bereits vorhandenen. Falls diese inneren Spannungen einen bestimmten Betrag überschreiten, entsteht ein Mikroriß. Bevorzugt dafür sind Orte, an denen Martensitkristalle auf versprödete Austenitkorngrenzen treffen oder Kreuzungszonen zweier Martensitkristalle im Innern eines ursprünglichen Austenitkristallits (Bild 11,12).

Makroskopische und mikroskopische innere Spannungen stehen wiederum in Beziehung zueinander, da sie sich überlagern. Bildung und Ausbreitung von Rissen ist dort besonders begünstigt, wo makroskopische Zugspannung herrscht, die zusammen mit den mikroskopischen Zuuspannungskomponenten leichter zu einem Erreichen der kritischen Spannung führen kann als an Orten mit makroskopischer Druckspannung. [44-47]

1.4 Bruchzähigkeit von Keramik und spröden Metallen

Unter den festen Stoffen gehören keramische Stoffe zu jenen, die die höchste theoretische Festigkeit besitzen, weil überschlagsmäßig die Festigkeit in Relation zum Elastizitätsmodul steht. Danach steht der Diamant an der Spitze nichtoxidisch keramischer Werkstoffe und von den Oxiden an der Spitze der Korund Al_2O_3 mit der theoretischen Festigkeit von 40.000 $[N/mm^2]$. Die praktischen Werte liegen um etliche 10-Potenzen darunter. Der Sprödbruch verhindert also praktisch die Ausnutzung dieser theoretischen Festigkeit.

Der spröde Bruch wird heute theoretisch am besten beherrscht. Als Grundlage dient der Griffith'sche Gleichgewichtsansatz [48] zwischen der gespeicherten elastischen Verzerrungsenergie W_E

$$W_E = \frac{\pi \cdot \sigma_c^2 \cdot l^2}{E} \qquad (1)$$

und der durch den Bruch zu leistenden Oberflächenarbeit W_o für beide Flächen

$$W_o = 4 \cdot l \cdot \gamma_o \qquad (2)$$

Für das Kriterium der instabilen Rißausbreitung muß gelten:

$$\frac{dW_E}{dl} > \frac{dW_o}{dl} \qquad (3)$$

Diese Bedingung führt dann zu der Gleichung

$$\frac{2 \cdot l \cdot \pi \cdot \sigma_c^2}{E} > 4\gamma_o \qquad (4)$$

Unter Berücksichtigung der aufzubringenden plastischen Verformungsenergie γ_{pl} erhält man aus (4) die zur Rißausbreitung erforderliche kritische Spannung σ_c mit

$$\sigma_c = \{\frac{2 \cdot E(\gamma_o + \gamma_{pl})}{\pi \cdot l_{max}}\}^{\frac{1}{2}} \qquad (5)$$

Aus dieser Gleichung kann man ersehen, daß, je größer Volumen und Oberfläche einer Probe oder eines Bauteils sind, umso größer die Wahrscheinlichkeit sein muß, daß in einer größeren Probe auch ein längerer Riß enthalten ist als in einer kleineren. Beispiel dafür ist die Erhöhung der Zugfestigkeit von spröden Faserwerkstoffen (Glas, Oxidwhisker) durch Erniedrigung des Werkstoffquerschnittes. Dies wiederum zeigt, daß spröde Werkstoffe eigentlich sehr fest sind, aber in der Realität wird diese Bruchspannung eben durch die Mikrorisse stark herabgesetzt. Die Folge ist, daß bei gegebener Häufigkeit von

Rissen die mechanischen Werkstoffeigenschaften rißgrößen- und rißorientierungsabhängig werden, d.h. in diesen spröden Werkstoffen ist der größte quer zur Anstrengungsrichtung liegende Riß der auslösende, der die Bruchspannung stark herabsinken läßt.

Verknüpft man die Gleichung (5) mit der spezifischen Rißausbreitungskraft G_c

$$G_c = 2(\gamma_o + \gamma_{pl}) = \frac{K_{I_c}^2}{E} \qquad (6)$$

so erhält man den Spannungsintensitätsfaktor K_{I_c}.

$$K_{I_c} = \sigma_c \cdot \sqrt{\pi \cdot l} \qquad (7)$$

Dieser Spannungsintensitätsfaktor spielt in der linearelastischen Bruchmechanik eine große Rolle. Er faßt das Zusammenwirken von der außen angelegten Spannung σ_c und der Länge l eines Mikrorisses zusammen und ist unabhängig von der Probenform und Probengeometrie.

Kerben und Risse stellen in einem Werkstoff Spannungskonzentrationsstellen dar. Bei der experimentellen Bruchmechanik wird zusätzlich in ungünstiger Orientierung zur Anstrengungsrichtung ein noch größerer Riß durch Anschwingen in die Probe eingebracht. Durch diese Prozedur hat man alle anderen Risse weitgehend eliminiert und erhält somit eine effektive Bruchzähigkeit des fehlerbehafteten Werkstoffes.

Untersuchungen von N. Claussen et al. zeigten, daß durch ein gezieltes Einbringen von Mikrorissen in keramische Werkstoffe die Bruchzähigkeit sogar erhöht werden kann. Durch Einlagerung einer fein verteilten zweiten Phase ZrO_2 in Al_2O_3, die die Aufgabe hat, zusätzliche Mikrorisse bzw. Rißkeime in die

keramische Matrix einzubringen, konnte diese Wirkung erzielt werden. [49-56] Bei Raumtemperatur besitzt ZrO_2 eine monokline Struktur und wandelt sich bei 1150 °C in eine tetragonale Hochtemperaturphase um. Die mit dieser Phasenumwandlung verbundene Volumenausdehnung (ca. 4 %) erzeugt Umwandlungsspannungen an den Korngrenzen sowie in der Matrix. Die ZrO_2-Teilchengröße ist dabei so gewählt, daß die erzeugten Umwandlungsspannungen nicht ausreichen, um die Phasengrenze Matrix - ZrO_2-Teilchen spontan aufzureißen. Erst bei Anlegung einer äußeren Belastungsspannung wird der kritische Spannungswert der Matrix lokal überschritten und führt zur Bildung von Mikrorissen. Durch diesen Prozeß wird die Spannungskonzentration vor der Hauptrißspitze erniedrigt und die Bildung weiterer Mikrorisse angeregt. Die makroskopische Verlängerung des Hauptrisses findet erst wieder statt, wenn die umliegende Prozeßzone keine Verzerrungsenergie mehr aufnehmen kann.

Im Rahmen der Härtebehandlung tritt bei den hochkohlenstoffhaltigen, übereutektoiden Stählen ein Zustand auf, der in seinem Bruchverhalten und seiner Bruchzähigkeit fast in die gleiche Größenordnung kommt wie die keramischen Werkstoffe. Das bedeutet, daß die Energie des ankommenden Bruches zur Erzeugung neuer Bruchflächen ohne makroskopische Verlängerung des Hauptrisses verbraucht und damit die Bruchzähigkeit erhöht wird.

Andererseits ist von ausführlichen Untersuchungen an Gußeisen bekannt, daß Mikrorisse - und als solche kann man den lamellaren Graphit betrachten - den Werkstoff schwächen. Hierbei ist die Bruchzähigkeit stark abhängig von Volumenanteil, Form, Größe, Verteilung sowie Orientierung dieser Graphithohlräume. Wäre die metallische Matrix des grauen Gußeisens ideal spröde und die Lamellenränder extrem scharf ausgebildet, so könnte man die Spannung σ_c mit Hilfe der Gleichung (5) berechnen, wobei $l_{max.}$ dann die Länge des projizierten Graphitteilchens senkrecht zur äußeren Belastungsrichtung wäre. Da aber die Graphitlamellenkante einen endlichen Radius besitzt, der

Graphit häufig örtlich von Zonen weichen Ferrits umgeben ist, und außerdem die Längenverteilung der Graphitlamellen nicht einer einfachen Verteilungsfunktion folgt, wäre die Anwendung der Gleichung (5) sehr problematisch. Dagegen erlaubt die von E. Hornbogen und J. Motz entwickelte Gleichung

$$K_{I_c} = \frac{K_{I_{cM}}}{P_M + P_G \cdot c(1 + 2\sqrt{\frac{1}{\rho}})} \qquad (8)$$

die den Zusammenhang zwischen Bruchzähigkeit der Grundmatrix und der Menge, der Graphitform und der Größe des Graphits herstellt, den Spannungsintensitätsfaktor K_{I_c} des unbekannten Gußeisens direkt zu berechnen. Aus dieser Gleichung (8) geht hervor, daß die Bruchzähigkeit des Gußeisens mit der Zunahme des Volumenanteils des Graphits P_G und des Kerbfaktors $\frac{1}{\rho}$ abnimmt, was durch Versuche bestätigt wurde. [57-59]

1.6 Untere Grenzen der Bruchzähigkeit

In der Praxis sind gehärtete Teile aus hochkohlenstoffhaltigen Werkzeugstählen äußerst bruchempfindlich. Die Rißempfindlichkeit ist in der Weise gekennzeichnet, daß alle spröden Werkstoffe, auch die Metalle, eine sehr kleine kritische Rißgröße haben. Insbesondere von martensitisch umgewandelten Metallen ist bekannt, daß im Rahmen dieser Härtebehandlung beim Abschrecken infolge Gefügeumwandlungen Mikrorisse auftreten. Daher ist es durchaus wichtig zu wissen, ob die Bruchzähigkeitswerte durch Änderung der Härtebehandlung auf der Basis der relativ spröden Grundmasse von 10 auf 20 $MNm^{-3/2}$ erhöht werden können, wobei beide Werte immer noch zu den leichten Sprödigkeiten (mit 7 $MNm^{-3/2} < K_{I_c} < 25\ MNm^{-3/2}$) gehören. Führt diese Maßnahme zum Erfolg, so kann die kritische Rißgröße erhöht werden, und damit ist die Wahrscheinlichkeit geringer, daß das Konstruktionsteil durch Sprödbruch bricht.

Das Ziel der vorliegenden Arbeit ist es, den an einem übereutektoiden Stahl auftretenden sprödesten martensitischen Zustand zu untersuchen. Dabei soll der Schwerpunkt der Untersuchung auf der mikroskopischen Analyse des Bruches und des Rißverhaltens durch Zug beanspruchter Proben liegen. Der Stahl wird zwar in diesem spröden, keramikähnlichen Zwischenzustand nicht verwendet, aber die Kenntnis dieses Zwischenzustandes ist von wesentlicher Bedeutung, um die Ursache, die Beeinflußbarkeit der unteren Bruchzähigkeit zu analysieren. Dabei geht es um die Fragen:

- wo liegt der Bereich (die untere und obere Grenze) der Bruchzähigkeit des abgeschreckten martensitischen Zustandes,

- wie sind diese niedrigen Bruchzähigkeiten zu bewerten, und wie können sie aus diesem Verständnis heraus verbessert werden.

2. Experimentelle Methoden

2.1 Werkstoff und Wärmebehandlung

Für die vorliegenden Untersuchungen wurde ein Werkzeugstahl 90 MnCrV8 gewählt. Die chemische Zusammensetzung des Werkzeugstahles ist in (Tabelle 3) sowie das zugehörige ZTU-Schaubild in (Bild 13) dargestellt. Der Werkzeugstahl (Flachstahl 60 x 30) hatte im weichgeglühten Anlieferungszustand eine Vickershärte von 195 HV 30.

Ziele der Wärmebehandlungen waren,

- o einen möglichst vollständigen martensitischen Gefügezustand einzustellen,

- o durch Variation der Wärmebehandlung die Mikrorißdichte so herbeizuführen, daß die unterschiedlichen Rißdichte- und Rißgrößenverteilungen eingestellt wurden.

Zu diesem Zweck wurden die SEN- und Rundzug-Proben in einem dafür gebauten Fallofen (Bild 14) der folgenden Wärmebehandlung unterzogen:

- o Austenitisierung in Argon-Atmosphäre (bzw. Salzbad) bei unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen und anschließender Abschreckung,

- o Tiefkühlbehandlung zur weitgehendsten Ausschaltung des Restaustenits,

- o Anlassen in Argon-Atmosphäre bei verschiedenen Anlaßtemperaturen.

Faßt man diese rein thermischen Variationsmöglichkeiten zusammen, so ergeben sich die in (Tabelle 4) dargestellten Wärmebehandlungen.

2.2 Zugversuche ohne Anriß

Zur Ermittlung der mechanischen Kennwerte wurden die Zugversuche an einer Zugprüfmaschine (Typ Zwick 1387 mit elektronischer Kraft- und Dehnungsaufzeichnung) mit einer Abzugsgeschwindigkeit von 0,5 mm/min durchgeführt. Die Dehnungsmessung erfolgte über Meßfühler direkt an der Probe. Probenform und -abmessungen sowie die Orientierung zur Walzrichtung sind in (Bild 15) dargestellt.

Zur Vermeidung von Kerbspannungen während des Zugversuches wurden die bereits vor der Wärmebehandlung fertig bearbeiteten Proben nach erfolgter Wärmebehandlung geschliffen und elektrolytisch poliert. Die Einspannköpfe wurden auf 500 ^{o}C angelassen, um einem Ausreißen des Gewindes vorzubeugen; dabei wurde der Restteil der Probe mit Eiswasser gekühlt, um so Gefügeumwandlungen im Meßbereich zu vermeiden.

Nach dem Zugversuch wurden die Zugproben lichtmikroskopisch ausgemessen. Aus dem Versuch ergaben sich folgende Kenn werte:

$$R_{p_{o,2}} = \frac{F_{p_{o,2}}}{S_{o,2}} \qquad (9)$$

$$\varepsilon_B = \ln \frac{d_o}{d_B} \qquad (10)$$

$$R_m = \frac{F_m}{S_u} \qquad (11)$$

$$A = \frac{\Delta L_r}{L_o} \cdot 100 \qquad (12)$$

Anschließend erfolgte eine rasterelektronenmikroskopische Untersuchung der Bruchfläche (Rasterelektronenmikroskop der

Firma Cambridge, Typ Stereoscan) sowie eine konventionelle Härtemessung, denn die Härtemessung erlaubt im Gegensatz zur Bruchzähigkeit und Zugfestigkeit, die Veränderungen der mechanischen Eigenschaften der Grundmasse ohne Berücksichtigung des Mikroeinflusses zu erfassen.

2.3 Bruchmechanische Zugversuche

Kritisches Rißwachstum war hier Gegenstand der bruchmechanischen Untersuchungen. Unterkritisches Rißwachstum wurde nicht gemessen; bei der rasterelektronenmikroskopischen Untersuchung der Bruchfläche wurden jedoch einige Beobachtungen, die bei der Herstellung des Anrisses auftraten, mitverwendet.

In spröden Stoffen ist es problematisch und schwierig, einen Anriß durch Anschwingen einzubringen. Der erzeugte Riß läuft bei diesen spröden Zuständen sehr rasch durch die Probe. Daher wird in manchen Arbeiten, in denen der Zustand des Anrisses an der Rißspitze nicht so kritisch ist, der Anriß durch eine Trennscheibe eingeschliffen. [60]

Bei der vorliegenden Arbeit wurde in allen Fällen der Anriß angeschwungen. Um ein Durchlaufen des Anrisses zu vermeiden, müssen jedoch besondere Maßnahmen ergriffen werden. Aus diesem Grunde erfolgte die Messung der Anrißlängenänderung bei sämtlichen Proben sowohl lichtoptisch als auch elektrisch mit dem Potentialverfahren. [61] In der hier gebrauchten Anordnung wird die Spannungsänderung beidseitig in der Nähe der Rißspitze gemessen. Durch die querschnittsbedingten Potentialänderungen werden kleinste Anrißlängenveränderungen an der Rißspitze angezeigt. Diese Methode ermöglicht es, durch entsprechende Veränderung der Kraftamplitude und der damit verbundenen Anrißlängenänderung einen Rißdurchlauf durch die Probe auch bei den sprödesten Zuständen zu vermeiden.

Für die optischen Anrißlängen-Fortschrittsmessungen und zur Vermeidung von Kerbspannungen wurden die Proben nach der Wärmebehandlung planparallel geschliffen sowie mechanisch und elektrolytisch poliert. Die Bruchmechanikversuche wurden mit einer Prüfmaschine RE 25 der Firma Schenck-Trebel an einseitig gekerbten Zugproben (Bild 16) durchgeführt. Das Anschwingen der Proben auf eine Anrißlänge von 4,5 mm für den statischen Bruchmechanikversuch erfolgte bei Raumtemperatur an ruhender Laborluft, einer Lastspielfrequenz von 10 Hz und mit einem Verhältnis R = 0,2.

Die Bruchzähigkeit wurde aus dem Kraftverlängerungsdiagramm des statischen Zerreißversuches mit Hilfe der Bestimmungsgleichung [62] für die SEN-Proben berechnet.

$$K_{I_C} = \frac{F \cdot \sqrt{L_A}}{B \cdot W} \left[1{,}99 - 0{,}41 \left(\frac{L_A}{W}\right) + 18{,}7 \left(\frac{L_A}{W}\right)^2 - 38{,}48 \left(\frac{L_A}{W}\right)^3 + 53{,}85 \left(\frac{L_A}{W}\right)^4\right] \qquad (13)$$

2.4 Mikroskopische Untersuchung der Gefüge und der Brüche

Parallel zu den mechanischen Versuchen wurden die mikroskopischen Untersuchungen der Gefüge und der Brüche mit Hilfe der Licht- und Rasterelektronenmikroskopie durchgeführt. Die mikroskopischen Untersuchungen der Probenoberflächen und der Rißbildung mechanisch beanspruchter Proben war ein zentrales Thema dieser Arbeit. Insbesondere erwies sich die lichtmikroskopische Analyse der nach den jeweiligen Behandlungen entstehenden Größe und Verteilung der Mikrorisse sowie des Anrißpfadverlaufes als sehr nützlich, während die rasterelektronenmikroskopische Untersuchung der Bruchoberfläche Aufschluß über die Art der Rißausbreitung gab.

Alle Probenzustände (je drei eines Behandlungszustandes) wurden zur lichtmikroskopischen Untersuchung mechanisch und elektrolytisch mit Struers A_2-Elektrolyt poliert. Dabei wurden auf Grund der unterschiedlichen mikroskopischen Untersuchungszielsetzung drei verschiedene Ätzverfahren A_1 - A_3 angewandt:

- Ätzverfahren A_1
  Die Sichtbarmachung der Korngrenzen erwies sich als schwieriu. Keines der vielen in der Literatur angegebenen Verfahren führte zum Ziel. Als ein geeignetes Ätzverfahren stellte sich das folgende Verfahren heraus. Eine erste Ätzung erfolgte mit Natriumhydrogensulfit 10 sec lang. Eine anschließende zweite Ätzung, Haltezeit 3 min, erfolgte in einer 60 ^{o}C warmen Mischung aus 100 ml gesättigter wässriger Pikrinsäure, 1 g Kupfer (II)-Chlorid und 0,3 ml Agepon. Der dabei entstandene Kupferbelag wurde mit feiner Tonerde abpoliert. (Bild 17) zeigt das Ergebnis dieses Ätzverfahrens. Deutlich sind noch die Reste des Kupferbelages zu erkennen. Wären diese Reste ebenfalls entfernt worden, so würden die Korngrenzen nicht mehr sichtbar sein.

- Ätzverfahren A_2
  Zur Sichtbarmachung der Mikrorisse, der Verzweigungsrisse und des Anrisses wurden die Proben mehrmals hintereinander leicht mit 1 % - HNO_3-Alkohollösung geätzt und anschließend mit Schmierseife in Verbindung mit feiner Tonerde abpoliert. Durch dieses Verfahren wurden die Mikrorisse aufgeätzt und konnten ohne den störenden und verfälschenden Einfluß des Gefügebildes ausgewertet werden.

- Ätzverfahren A_3
  Um das Zusammenspiel von Rissen und Gefüge, d.h. die Bestimmung der Korngrenzenrisse, Lage der Risse in den Martensitnadeln, zu untersuchen, wurden die schon beim elektrolytischen Polieren leicht angeätzten Proben je nach Austenitisierungstemperatur ca. 1 - 2 sec in 1 % HNO_3-Alkohollösung angeätzt, so daß ein guter Kontrast der Mikrorisse zur Matrix entstand.

Die Aufbereitung (statistische Auswertung) der durch die licht- bzw. rasterelektronenmikroskopische Untersuchung erhaltenen Versuchsergebnisse wurde für die einzelnen Zielgrößen wie folgt durchgeführt:

- Um den mittleren Verzweigungsgrad Z zu bestimmen, wurden an jeder Probe der Hauptriß sowie die Verzweigungsrisse lichtmikroskopisch untersucht und vermessen. Der mittlere Verzweigungsgrad Z für einen Behandlungszustand wurde wie folgt ermittelt (Bild 18):

$$Z = \frac{L_A + l_1 + l_2 + \ldots + l_n}{L_A} \qquad (14)$$

- Als Korndurchmesser D_{KG} wurde lichtmikroskopisch (an sechs vergrößerten Bildaufnahmen je Behandlungszustand) der mittlere Korndurchmesser nach dem Linienschnittverfahren bestimmt. [63]

  Es gilt

$$D_{KG} = \frac{L_M}{V \cdot Z_M} \cdot 1000 \qquad (15)$$

  Zur Bestimmung des wahren mittleren Korndurchmessers D_{KG} wurde dieser mit dem Faktor 1,5 multipliziert. [64]

- Durch Ausplanemetrieren der rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen (je sechs eines Behandlungszustandes) wurde der Anteil der transkristallinen Bruchfläche wie folgt bestimmt:

$$A_{TB} = \frac{\sum_{i=1}^{6} A_{mi}}{6A_n} \qquad (16)$$

- Um die Zahl der Mikrorisse pro Flächeneinheit (Längeneinheit) sowie die mittlere (längste) Mikrorißlänge und deren Verteilungen zu bestimmen, wurden die Proben vor dem Anschwingen (Bild 19) markiert und lichtmikroskopisch untersucht. Die Auszählung der Mikrorißdichte je 12 Bilder eines [illegible]tandes (nach Anzahl und Länge) erfolgte

-- nach dem bereits beschriebenen Linienschnittverfahren (mit z_M = Zahl der durch die Meßlinie geschnittenen Mikrorisse),

-- durch flächenmäßiges Auszählen der Mikrorisse pro Flächeneinheit.

Das so gewonnene Datenmaterial wurde statistisch aufbereitet (Klassenbildung, absolute Häufigkeit, absolute und relative Summenhäufigkeit) und damit

-- die mittlere Mikrorißlänge für die einzelnen thermischen Behandlungszustände nach der Gleichung

$$\bar{l} = \frac{1}{m} \sum_{i=1}^{k_i} a_i f_i \qquad (17)$$

-- der statistisch wahrscheinlichst größte Mikroriß für den jeweiligen Behandlungszustand durch Auftragen der Klassenmitten und Summenhäufigkeiten im Wahrscheinlichkeitsnetz

ermittelt.

Dabei sind die Auswertungen der Meßergebnisse der Mikrorißdichte und Mikrorißlängen unter der Einschränkung zu verstehen, daß Mikrorisse einerseits durch den Poliervorgang und die damit verbundene plastische Verformung der Probenoberfläche zuschmieren, andererseits durch die durch den Ätzvorgang hervorgerufene Wasserstoffversprödung zum Weiterwachsen angeregt werden können.

- Zur Bestimmung des Restaustenits wurde die röntgenographische Methode angewandt. Sie beruht darauf, daß Restaustenit und Martensit über unterschiedliche Gitterstrukturen verfügen. Monochromatische Röntgenstrahlen liefern von beiden Gefügebestandteilen gleichzeitig Interferenzen, deren Intensität den vorliegenden Volumenanteilen proportional ist. [65-67] Für die Intensität gilt:

$$I_{RA\{hkl\}} = R_{RA\{hkl\}} \cdot A_{(2\lambda)} \cdot V_{RA} \qquad (18)$$

$$I_{M\{hkl\}} = R_{M\{hkl\}} \cdot A_{(2\lambda)} \cdot V_{M} \qquad (19)$$

wobei $R_{\{hkl\}}$ (Tabelle 5) eine durch mehrere physikalische Parameter bestimmte Größe ist, die von den Miller'schen Indices der betrachteten Interferenzen abhängt. Für die hinreichend dicken Proben ist der Absorptionsfaktor A (2λ) unabhängig von dem Winkel 2λ, so daß unter Verwendung von Gl. (18) und Gl. (19) und mit

$$V_{RA} + V_{M} = 1 \qquad (20)$$

der Volumenanteil des Restaustenits

$$V_{RA} = \frac{1}{1 + \frac{I_{M\{hkl\}} \cdot R_{RA\{hkl\}}}{I_{RA\{hkl\}} \cdot R_{M\{hkl\}}}} \qquad (21)$$

wird.

Martensit hat im Gegensatz zum kubischen, raumzentrierten α-Gitter bei Raumtemperatur ein verspanntes, raumzentriertes Gitter mit a/c < 1, so daß die Netzebenenabstände {200} bzw. {211} nicht mit den entsprechend korrespondierenden {002} bzw. {112} identisch sind. Die Aufzeichnung der Interferenzen zeigt aber gegen alle Erwartungen, daß sich für ({200} + {002})- bzw. ({112} + {211})-Ebenen keine zwei, sondern nur eine verbreiterte Interferenz ergab. Mögliche Ursachen für diese Überlagerung (mit a/c ~ 1) sind:

- eine Linienverbreitung durch Eigenspannungen,
- Anlaßeffekt bei der Probenherstellung.

Da die Martensitinterferenzen ähnlich dem kubischen, raumzentrierten α-Gitter sind, können sie als solche ausgewertet werden. Für die Restaustenitbestimmung wurden insgesamt vier Interferenzen graphisch aufgezeichnet und durch Ausplanimetrieren ausgewertet, und zwar jeweils 2 Martensit- ($I_{M\{200\}}$, $I_{M\{211\}}$) und 2 Restaustenitinterferenzen ($I_{RA\{220\}}$, $I_{RA\{220\}}$).

3. Experimentelle Ergebnisse

3.1 Wärmebehandlung und Gefüge vor dem Bruch

- Abgeschreckter Gefügezustand A

Die untersuchten Mikrorisse entstanden erstens an den ausscheidungsfreien Korngrenzen, zweitens an Korngrenzen, die mit einer spröden Phase behaftet sind, ferner innerhalb dieser spröden Phase sowie innerhalb der Kristalle und viertens durch die Wechselwirkung von sich bildenden Martensitkristallen. Dabei formte sich ein kleiner Teil der Mikrorisse (interkristalline Mikrorisse) entlang den ursprünglichen Austenitkorngrenzen. (Bild 20a) zeigt einen Korngrenzentrippelpunkt, der unter Bildung von Mikrorissen aufgerissen ist. Der Hauptteil der Mikrorisse (um eine Größenordnung größer als die interkristallinen Mikrorisse) bildete sich aber im Inneren des Austenitkorns (transkristalline Mikrorisse). (Bild 20b) stellt dar, wie die am Wachstum behinderten Martensitplatten (hervorgerufen durch Karbide, Einschlüsse und bereits gebildete Martensitplatten) die kritische innere Spannung unter Bildung von Mikrorissen abgebaut haben. Dabei werden Anzahl und Länge der Mikrorisse durch die Martensitgrenzflächen geometrisch begrenzt. In den betrachteten Martensitflächen liegen die Mikrorisse ungefähr senkrecht zur größeren Hauptachse der Martensitplatte und bilden so Mikrorißnetze mit ungefähr gleichen Mikrorißabständen.

Die mikroskopischen Untersuchungen der Probenober- und Probenquerschnittsfläche zeigten Übereinstimmung in Rißdichten, Rißverteilungen sowie Lage und Form der Mikrorisse. Sie sind für die verschiedenen Abschrecktemperaturen T_γ in (Bild 21a) dargestellt. Dabei läßt sich die Rißverteilung einigermaßen, wie (Bild 21b) zeigt, durch eine logarithmisch normale Verteilung approximieren. Des weiteren wird der theoretisch mögliche max. Mikroriß mit einer Wahrscheinlichkeit $\leq$ 1 % kaum überschritten. Die analytische Auswertung

der trans- und interkristallinen Mikrorisse ergab wie erwartet das starke Ansteigen der Mikrorißdichte (Bild 22) und ein Mikrorißdichtemaximum bei T_γ = 1100 °C.

Die mikrostrukturellen Parameter Korngröße und Mikrorißlängen sind in (Bild 23) als Funktion der Abschrecktemperatur T_γ dargestellt. Das starke Steigen der Korngröße kann mit der Potenzfunktion $D_{KG} = 1.629 \cdot 10^{-29} \cdot T_\gamma^{8.013}$ beschrieben werden. Wie erwartet steigen die Funktionsverläufe der max. und theoretisch max. Mikrorißlängen infolge des größeren Korndurchmessers stark an und erreichen bei T_γ = 1200 °C ihren Höchstwert. Dabei haben sich die Mikrorißlängen im Temperaturintervall 850 < T_γ < 1200 °C verzwanzigfacht, die max. gemessenen Mikrorißlängen jedoch nie den Korndurchmesser überschritten. Dagegen kann in demselben Temperaturintervall die mittlere Mikrorißlänge nur knapp verdoppelt werden.

Der Restaustenit konnte durch die erfolgte Tiefkühlbehandlung unter 1 % gedrückt werden, so daß sein Einfluß (infolge seiner Duktilität und seines Verfestigungsvermögens) auf die Bruchzähigkeit vernachlässigbar klein ist.

- Abgeschreckter und angelassener Gefügezustand B

Die vorliegenden Untersuchungen zeigten ebenso wie die Arbeiten von A.R. Marder und A.O. Benscoter [68], T.A. Balliet und G. Krauss [69], daß die Zahl der Mikrorisse mit zunehmender Zeit und zunehmender Anlaßtemperatur T_α abnimmt (Bild 24a). Die Abnahme der Mikrorißdichte, die sich ebenfalls durch eine annähernd logarithmisch normale Verteilung approximieren läßt (Bild 24b), kann, wie die analytische Auswertung ergab und (Bild 25) zeigt, in drei Bereiche eingeteilt werden:

Bereich I: T_α < 200 °C; scharfe Abnahme der Mikrorißdichte,

Bereich II: $200 < T_\alpha < 450\ ^{o}C$; weitere Abnahme der Mikrorißdichte,

Bereich III: $T_\alpha > 450\ ^{o}C$; kaum oder fast bedeutungslose Abnahme der Mikrorißdichte.

In (Bild 26) sind die Mikrorißlängen als Funktion der Anlaßtemperatur dargestellt. Die Funktionsgraphen für die max. und theoretisch max. Mikrorißlängen fallen mit zunehmender Anlaßtemperatur ab und erreichen bei $T_\alpha = 600\ ^{o}C$ ein konstant niedriges Niveau. Die max. Mikrorißlänge im Temperaturintervall $0 < T_\alpha < 600\ ^{o}C$ reduziert sich auf die halbe ursprüngliche Länge, während die theoretisch max. Mikrorißlänge nur leicht abfiel; es fällt auf, daß die mittlere Mikrorißlänge ansteigt. Des weiteren ist noch zu erwähnen, daß kein Restaustenit mehr festgestellt wurde, so daß angenommen werden kann, daß der Restaustenit durch die Anlaßbehandlung zu Martensit umgewandelt wurde.

3.2 Zugversuch ohne Anriß

Zur Untersuchung des Mikrorißeinflusses auf die mechanischen Eigenschaften wurden Zugversuche an den Gefügezuständen A und B sowie an dem technischen Gefügezustand D durchgeführt. Die Ergebnisse aller Zugversuche sind als Mittelwerte von drei Versuchen dargestellt. Für alle Behandlungszustände, außer dem Gefügezustand D (mit den Proben, Anlaßtemperatur $T_\alpha = 600\ ^{o}C$), konnten meßtechnisch und lichtoptisch keine makroskopischen Einschnürungen gemessen bzw. beobachtet werden. Die Streuungen der Meßwerte innerhalb eines Behandlungszustandes waren unbedeutend. Im einzelnen ergaben sich an den Gefügezuständen folgende Messungen bzw. Beobachtungen:

- Abgeschreckter Gefügezustand A

Wie aus dem Spannungs-Dehnungs-Diagramm (Bild 27a) zu entnehmen ist, traten hier keine plastischen Verformungen auf.

Die elastische Gerade endet bei diesem sehr spröden Werkstoff direkt mit Bruch. Somit ist die Bruchdehnung ε_B gleich Null und die Bruchspannung R_m unter der Streckgrenzenspannung $R_{p_{o,2}}$. (Bild 28) zeigt den Zusammenhang zwischen der zunehmenden Abschrecktemperatur T_α und der dabei zunehmenden Bruchspannung R_m.

- Abgeschreckter und angelassener Gefügezustand B + D

Im Gegensatz zu dem abgeschreckten-tiefgekühlten Gefügezustand A wurde bei dem angelassenen Gefügezustand B, wie aus dem Spannungs-Dehnungs-Diagramm (Bild 27b) ersichtlich ist, eine Bruchdehnung erst bei einer Anlaßtemperatur T_α > 300 °C gemessen. Die wahre Bruchdehnung ε_B, die Streckgrenzenspannung $R_{p_{o,2}}$ und die Bruchspannung R_m sind in Abhängigkeit von T_α in (Bild 29) dargestellt. Nach den Ergebnissen erreichen $R_{p_{o,2}}$ und R_m bei T_α = 450 °C ein Maximum, um dann wieder leicht abzufallen. Während die Proben des Gefügezustandes A "ideal spröde" brechen, was auch nicht durch das Anlassen der Proben bei dem Gefügezustand B wesentlich geändert wird, zeigen die Proben des technisch angelassenen Gefügezustandes D bei einer viel höheren Streckgrenze deutlich, daß dem Bruch eine plastische Dehnung vorangeht (Bild 27c).

3.3 Bruchmechanischer Zugversuch

Neben den mechanischen Kennwerten aus dem Zugversuch wurden die Härte und die Bruchzähigkeit für die Gefügezustände A - D untersucht. Sämtliche bruchmechanischen Zugversuchsergebnisse sind als Mittelwerte von drei Versuchen je Behandlungszustand in den folgenden Diagrammen dargestellt.

- Abgeschreckter Gefügezustand A + C

In (Bild 30) sind für den abgeschreckten-tiefgekühlten Gefügezustand A typische Kraft-Kerbaufweitungs-Kurven als Funktion der Abschrecktemperatur dargestellt. Aus den verschiedenen Funktionsverläufen der einzelnen Behandlungszustände ist zu ersehen, daß mit wachsender Abschrecktemperatur die Kerbaufweitungskurven zu höheren Bruchzähigkeitswerten verschoben werden. Die analytische Auswertung der Kerbaufweitungs-Kurven (Bild 31) zeigt, daß sich die Bruchzähigkeit - trotz der Tatsache der höher werdenden Mikrorißdichte und der Rißausbreitung des Bruches, die in erster Linie entlang den ehemaligen Korngrenzen erfolgte - mit wachsender Abschrecktemperatur beträchtlich erhöhte und bei T_γ = 1100 °C ein Maximum durchlief. Der Vergleich der mechanischen Werte zeigt, daß bei dem Gefügezustand A im Gegensatz zum Gefügezustand C die Bruchzähigkeit zu niedrigeren, die Härte jedoch zu höheren Werten verschoben ist.

- Abgeschreckter und angelassener Gefügezustand B + D

Einige typische Kraft-Kerbaufweitungs-Kurven für den Gefügezustand B (Bild 32) lassen den starken Anstieg der Bruchzähigkeit infolge der hohen Bruchlast erkennen. Die analytische Auswertung der Kraft-Kerbaufweitungs-Kurven (Bild 33) zeigt den Einfluß des einstündigen Anlassens bei Anlaßtemperatur 150 < T_α < 600 °C auf die Härte und die Bruchzähigkeit. Erwartungsgemäß fällt die Härte bei den Gefügezuständen B + D, während die Bruchzähigkeit mit höher werdender Anlaßtemperatur ansteigt, wobei die Bruchzähigkeitswerte des Zustandes B im oberen Anlaßbereich geringfügig unter denen des Zustandes D liegen. Im Anlaßbereich zwischen 150 < T_α < 450 °C dagegen ist der abgeschreckte-angelassene Zustand B nicht nur härter, sondern auch bedeutend zäher gegenüber dem technisch vorgeschriebenen Wärmebehandlungszustand D.

3.4 Mikroskopische Beobachtungen der Brüche

Die durchgeführte Analyse der nach den jeweiligen Behandlungszuständen entstehenden Größe und Verteilung der Mikrorisse, des Anrißverlaufes sowie der Rißverzweigungen, -neubildungen und -öffnungen durch lichtmikroskopische Untersuchungen einerseits und durch rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen der Bruchoberfläche andererseits zeigt folgende Ergebnisse:

- Abgeschreckter Gefügezustand A

Bei der mikroskopischen Untersuchung des Anschwingungsrißpfadverlaufes des Hauptrisses konnte beobachtet werden, daß sich der Hauptriß verzweigt. (Bild 34) zeigt anschaulich, daß die Verzweigungsneigung bei T_γ = 850 °C sehr gering ist, der Anschwingungsrißpfad ist noch relativ gerade. Mit wachsender Abschrecktemperatur nahmen die Anzahl der Mikrorisse und die Verästelung des Hauptrisses, d.h. die Verzweigungsdichte, zu. Die analytische Auswertung (Bild 35) ergab, daß die Anzahl der Nebenrisse sowie der mittlere Verzweigungsgrad bei T_γ = 1100 °C ein Maximum durchlaufen. Diese Untersuchungen zeigen, daß ohne makroskopische Verlängerung des Hauptrisses Rißenergie zur Erzeugung neuer Bruchflächen verbraucht wird. Die Mikrorisse werden gestoppt und wachsen nicht durch ein Aneinanderreihen zu einem überkritischen Riß an, was ja eine Voraussetzung für eine K_{IC}-Erhöhung ist. Die folgenden Bilder zeigen diesen Sachverhalt noch prägnanter:

a) Einzelheiten über das Stoppen des Hauptrisses (Bild 36) durch
   - Rißverzweigungen im Rißgrund,
   - Rißverzweigungen längs des Hauptrisses,
   - Einlaufen der Hauptrißspitze in bestehende Mikrorisse.

b) (Bild 37) zeigt in der Nachbarschaft des Hauptrisses das Bilden und Stoppen von
- Parallelrissen,
- Rißbrücken zwischen bestehenden Mikrorissen,
- Rißverästelungen in den Nebenrissen,
- Neuen Mikrorissen.

Begleitende rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen (Bild 38a - 38d) zeigen die Bruchflächen verschiedener abgeschreckter Gefügezustände. Wie aus diesen Aufnahmen ersichtlich ist, verläuft der Bruch im unteren und oberen Temperaturbereich fast ausschließlich interkristallin; im mittleren Temperaturbereich $950 < T_\gamma < 1150\ ^oC$ nimmt der transkristalline Bruchanteil zu. Die analytische Auswertung (Bild 39) zeigt diesen Zusammenhang deutlicher, bei $T_\gamma = 1100\ ^oC$ erreicht der transkristalline Bruchflächenanteil mit 0,36 ein Maximum und hat damit gegenüber $T_\gamma = 850\ ^oC$ seinen Bruchflächenanteil erheblich erhöht.

- Abgeschreckter und angelassener Gefügezustand B

Die lichtmikroskopischen Untersuchungen der Anlaßzustände zeigen die nachlassende Verzweigungsneigung des Hauptrißpfades mit zunehmender Anlaßtemperatur. Aus (Bild 40, 41) ist zu ersehen, daß die Mikrorißdichte und die Anzahl der Nebenrisse mit wachsender Anlaßtemperatur abnehmen. Noch deutlicher wird dieser Sachverhalt durch die analytische Auswertung hervorgehoben. Die Anzahl der Nebenrisse (Bild 42) fällt im Anlaßtemperaturbereich $0 < T_\alpha < 600\ ^oC$ von 7 auf 1 Nebenriß/mm, und der mittlere Verzweigungsgrad sinkt auf fast 1 herab. Dies wiederum hat zur Folge, daß der Rißpfad fast gerade wird und senkrecht zur Beanspruchungsrichtung steht. Begleitende rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen zeigen die Bruchflächentopologie mit dem Übergang vom vorherrschend interkristallinen-transkristallinen Sprödbruch zum zähen Wabenbruch mit Zellen in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur sowie das unterkritische Rißwachstum im Kerbgrund (Bild 44a - 44d) mit dem

Spektrum des vorherrschend interkristallinen Sprödbruches mit aufgerissenen Korngrenzen im unteren Temperaturanlaßbereich, bis hin zu dem transkristallinen Gleitbruch im oberen Temperaturanlaßbereich.

4. Erörterung der Ergebnisse

4.1 Systematik der Einflußgrößen auf die Bruchzähigkeit

Die Bruchzähigkeit wird durch die energieabsorbierenden Prozesse vor der belasteten Rißspitze bestimmt. Da diese Prozesse von mehreren mikrostrukturellen Einflußgrößen, der Matrix, den Mikrorissen und den Rißverzweigungen, abhängen, setzt sich die absorbierende Energie aus der Summe der entsprechenden Teilenergien zusammen. Aus diesem Ansatz heraus lassen sich die Ergebnisse dieser Arbeit am anschaulichsten mit Hilfe der Rißausbreitungsenergie G_{Ic} erklären, während der Spannungsintensitätsfaktor K_{Ic} als Werkstoffkenngröße für bruchmechanische Dimensionierungsberechnungen besser geeignet ist und hier angewandt wird.

Im Rahmen dieser Arbeit liegt die Rißausbreitungsenergie G_{Ic} zwischen den beiden Extremen, nämlich der reinen Oberflächenenergie für den ideal spröden Zustand mit

$$G_{IcM} = 2\gamma_o \qquad (22)$$

und dem ideal plastischen Zustand mit

$$G_{IcM} = R_{p_{o,2}} \cdot \delta \qquad (23)$$

falls die Verfestigung nach Erreichen der Streckgrenze vernachlässigbar ist. Dabei gilt Gl. (22) in keinem einzigen Fall streng für den abgeschreckten Zustand und Gl. (23) ebenfalls nie für den abgeschreckten, angelassenen Zustand. Im letztgenannten Fall gilt die von Hahn und Rosenfield [70] korrigierte Gleichung, die berücksichtigt, daß neben plastischer Vervormung auch Verfestigung auftritt. Sie stellt den Zusammenhang zwischen der Bruchzähigkeit und den aus dem Zugversuch ermittelten Werten her. Sie enthält die Streckgrenze $R_{p_{o,2}}$,

die Bruchdehnung ε_B, den Elastizitätsmodul E und den Verfestigungsexponenten n. Durch Verknüpfen von Gl. (6) mit Gl. (23) und $\delta = \varepsilon_B \cdot L$ sowie $L = n^2 \cdot L^*$ folgt

$$K_{IcM} = (E \cdot R_{p_{O,2}} \cdot \varepsilon_B \cdot n^2 \cdot L^*)^{\frac{1}{2}} \qquad (24)$$

Diese Gleichung gilt allerdings nicht unbegrenzt, vielmehr ist ihre Gültigkeit nur für den zähen Bruch, d.h. $\varepsilon_p >> O$, nachgewiesen worden. Für den spröden oder nahezu spröden Bruch $\varepsilon_B \sim O$ ist sie nicht anwendbar. Sie gilt daher in dieser Arbeit nur für die bei hoher Temperatur angelassenen Zustände (Bild 33).

Wird der Mindestenergieaufwand für die spröde Rißausbreitung G_{IcM} nach Gl. (22) überschritten, so erfolgt plastische Verformung an der Rißspitze, die von dem Formänderungsvermögen des Stahles abhängt. Die Folge ist eine unterschiedlich große plastische Zone. Nach F.A. Mc Clintock und G.R. Irwin [71] gilt für den Radius r_p der plastischen Zone für den ebenen Verformungszustand

$$r_p = \frac{K_{Ic}^2}{2 \cdot \pi \cdot R_{p_{O,2}}^2} (1 - 2\nu)^2 \qquad (25)$$

Falls aber $R_p \rightarrow R_m$ strebt, kann festgestellt werden, daß es sich im Extremfall des nahezu ideal spröden Werkstoffes in dem abgeschreckten Fall nicht um eine plastische Zone, sondern um eine Reaktionszone handelt, die insbesondere durch Rißverzweigungen gekennzeichnet ist. Es ist weiterhin zu erwarten, daß im allgemeinen Fall, d.h. insbesondere beim Anlassen ein Übergang von der Reaktionszone zur plastischen Zone stattfindet. Der Werkstoff hat insbesondere im hoch angelassenen Zustand eine große plastische Zone sowie keinerlei Rißverzweigungen.

4.1.1 Die Bruchzähigkeit der Matrix

Im abgeschreckten Zustand besteht das Gefüge aus Martensit und Restaustenit. Um den Einfluß des Restaustenits auszuschalten, wurde der mit zunehmender Abschrecktemperatur entstehende Restaustenit durch eine weitere Tiefkühlbehandlung zu Martensit umgewandelt. Die mit der Martensitbildung verbundene Mischkristallhärtung durch Kohlenstoff und die Härtung durch die bei der inneren Verformung entstandenen Versetzungen überlagern sich. Sie sind die Ursache für den starken Anstieg der Härte und die Abnahme der Bruchzähigkeit in der Matrix. Des weiteren wirkt eine zunehmende Korngröße zähigkeitserniedrigend. [72] Das sind die Faktoren, die die Bruchzähigkeit erniedrigen und den Werkstoff dem ideal spröden Zustand annähern.

Die umgekehrte Wirkung, d.h. die Veränderung der Matrix, kommt im angelassenen Zustand primär dadurch zustande, daß der Kohlenstoff im Martensit bei erhöhter Temperatur wieder beweglicher wird. Je höher die Temperatur wird, und je länger man anläßt, umso mehr Kohlenstoff wird sich aus der übersättigten Lösung des Martensits ausscheiden. Durch diesen Prozeß der Karbidausscheidung sowie das darauffolgende Überaltern nimmt die Bruchzähigkeit der Matrix mit zunehmender Anlaßtemperatur zu, zumal man durch die Karbidausscheidung einen kohlenstoffarmen Ferrit erhält, der als zähe Grundmasse im Werkstoff liegt. Gleichzeitig findet partiell ein gegenläufiger Prozeß statt, der die Bruchzähigkeit durch Segregation oder Ausscheidungen an den Korngrenzen in den beiden Anlaßbereichen (Blauversprödung 250 - 300 ^{o}C, Anlaßversprödung 500 - 600 ^{o}C) absinken läßt. Absolut gesehen steigt auch in diesen Bereichen die Bruchzähigkeit an.

4.1.2 Der Einfluß der Mikrorisse auf die Bruchzähigkeit

Im Rahmen dieser Arbeit konnte die Wärmebehandlung so variiert werden, daß sich für die abgeschreckten Zustände einerseits die unterschiedlichsten Mikrorißdichten und Rißgrößenverteilungen einstellten (Bild 21a, 21b, 22) und andererseits diese Mikrorisse mit wachsender Anlaßtemperatur wieder ausheilten (Bild 24a, 24b, 25). Im Gegensatz zu Abschnitt 4.1.1, wo vorausgesetzt wurde, daß der Werkstoff keine Mikrorisse enthält, wird nunmehr der Einfluß der Mikrorisse auf die Bruchzähigkeit betrachtet. Dabei kann grundsätzlich davon ausgegangen werden, daß die Mikrorisse sowohl eine verstärkende als auch eine schwächende Einflußkomponente auf die Bruchzähigkeit haben.

Der verstärkende, verbessernde Effekt der Mikrorisse auf die Bruchzähigkeit ist im Prinzip so zu verstehen, daß die im Spannungsfeld vor der Rißspitze bei der martensitischen Umwandlung auftretenden inneren makroskopischen und mikroskopischen Spannungen nicht ausreichten, um die Matrix spontan aufzureißen, d.h. noch mehr Mikrorisse zu bilden. Erst durch die Überlagerung einer äußeren Belastungsspannung wird der kritische Spannungswert der Matrix lokal überschritten und führt zur Bildung, Öffnung und Verlängerung von Mikrorissen und infolgedessen zur Bruchzähigkeitserhöhung (Bild 37). Ursache dafür ist, daß zur Verlängerung eines Risses um einen Betrag Δa Energie aufgewandt werden muß (Gl. 5). Die zur Rißausbreitung erforderliche Oberflächen- und Verformungsenergie muß also um einen Betrag Δz erhöht werden.

Der schwächende Einfluß der Mikrorisse auf die Bruchzähigkeit wird durch die Mikrorißdichte und Mikrorißgeometrie (Länge und Krümmungsradius) und die damit verbundene effektive Spannungserhöhung hervorgerufen. Dieser Sachverhalt wird durch die von E. Hornbogen und J. Motz [57] abgeleitete Gl. (8), die den Zusammenhang zwischen Bruchzähigkeit und

Mikrostruktur des Gußeisens herstellt, bestätigt. Diese Gleichung behält grundsätzlich ihre Gültigkeit, wenn man von der Mikrostruktur mit Graphitlamellen in die geometrisch ähnliche Mikrostruktur mit Mikrorissen übergeht. Die Volumenanteile des Graphits werden durch die Rißdichte, d.h. die Anzahl der Mikrorisse pro Längeneinheit, ersetzt, was gerechtfertigt erscheint, wenn diese Mikrorisse vor einem als gerade angenommenen Hauptriß liegen. Dabei beschleunigen die mit ihrer Längsrichtung senkrecht zur Beanspruchungsrichtung liegenden Mikrorisse den durchlaufenden Riß- während Mikrorisse, die in Winkeln um 90° zur Ausbreitungsrichtung des Hauptrisses liegen, gleichzeitig die Rißfront verzweigen und stoppen. Diese Mikrorißorientierung wird durch den statistischen Faktor c berücksichtigt. Bei den Mikrorissen kann im Extremfall der Krümmungsradius ρ gleich dem Atomabstand b werden; setzt man des weiteren für die Mikrorißlänge einen Mittelwert $\bar{l}$ ein, so lautet die mit diesen Variablen umgeformte Gl. (8)

$$K_{Ic} = \frac{K_{IcM}}{1 + mbc(1 + 2\sqrt{\bar{l}/\rho})} \qquad (26)$$

Diese modifizierte Gleichung beruht im Prinzip darauf, daß eine wirksame Spannungsintensität K_{Ieff} nicht nur durch die äußere Spannung σ bestimmt wird, sondern durch eine höhere Spannung $\sigma_{eff} = \sigma(1 + \frac{\Delta\sigma}{\sigma})$. Dabei hängt $\Delta\sigma$ von der Anzahl, Größe und Form der Mikrorisse im Inneren des Werkstoffes ab und ist als Spannungsmittelwert aller Mikrorisse aufzufassen.

Durch Einsetzen der ermittelten Versuchswerte in Gl. (26) folgt, daß in keinem Fall durch die Mikrorisse ein nennenswerter Abfall der Bruchzähigkeit hervorgerufen werden sollte, weil der Nenner bei allen Versuchswerten nicht viel größer als 1 ist. Selbst wenn Gl. (26) in der Form modifiziert wird, daß nicht der einfache Mittelwert der Mikrorißlängen eingesetzt wird, sondern daß längere Mikrorisse

stärker wirksam werden, d.h. einen stärkeren Einfluß haben, führt dieser Ansatz nicht zu einer bemerkenswerten Erniedrigung der Bruchzähigkeit. Damit steht Gl. (26) in Einklang mit den Versuchsergebnissen, die besagen, daß mit ansteigender Mikrorißdichte ein Bruchzähigkeitsgewinn und kein Abfall stattfindet. Diese Aussage steht auch nicht im Widerspruch zu dem Bruchzähigkeitsabfall bei hohen Abschrecktemperaturen (Bild 31), da die Bruchzähigkeit in keinem Fall unter die des spröden mikrorißfreien Werkstoffes fällt.

4.1.3 Der Einfluß der Rißverzweigungen auf die Bruchzähigkeit

Ausgehend von der mikroskopischen Analyse des Bruches kann festgestellt werden, daß Mikrorisse die Ursache für die Bildung von Rißverzweigungen sind. Diese Rißverzweigungen traten insbesondere bei den abgeschreckten Zuständen auf (Bild 34), in denen die plastische Zone nicht mehr meßbar ist und diese durch eine energieabsorbierende Reaktionszone abgelöst wird. Dabei wird in der Reaktionszone der laufende Riß, die Rißverzweigungen und das parallele Weiterwachsen von Mikrorissen besonders dort begünstigt, wo die inneren Spannungen, gebildet aus der makroskopischen Zugspannung und der mikroskopischen Zugspannungskomponenten, einen bestimmten Betrag überschreiten. Das ist dadurch zu erklären, daß das dem Riß voranlaufende Spannungsfeld in der Lage ist, vorhandene Risse zum Weiterwachsen anzuregen oder auch Schwachstellen in der Struktur des Gefüges aufzureißen bzw. zu verzweigen. In der Reihenfolge ihrer Wirksamkeit handelt es sich um Aufreißungen (Bild 36, 37)

a) von ehemaligen Austenitkorngrenzen,
b) von Grenzen an Martensitnadeln,
c) transkristallin im Martensit.

Diese Verzweigungen sind Prozesse, die Energie absorbieren.

Vergleicht man den Riß, der eine Energie G_{IcM} erfordert, mit einem Riß, der verzweigt ist, so muß für die Verzweigung ebenfalls Energie bereitgestellt werden. Dies drückt sich in einer entsprechend erhöhten Rißausbreitungsenergie aus, so daß die effektive kritische Rißausbreitungskraft G_{Iceff} um den Grad der Verzweigung z größer wird. Schließt man die in 4.1.2 diskutierte Erhöhung Δz, die durch Mikrorisse und Aufreißungen - die nicht direkt mit dem Hauptriß zusammenhängen - entsteht, ein, so folgt für die kritische effektive Rißausbreitungskraft

$$G_{Iceff} = G_{IcM}(z + \Delta z) \qquad (27)$$

Durch Verknüpfen von Gl. (27) mit Gl. (6) erhält man die Bruchzähigkeit der Matrix unter Einbeziehung des verstärkenden Einflusses der Mikrorisse und der Rißverzweigungen mit

$$K_{Ic} = K_{IcM} \cdot \sqrt{z + \Delta z} \qquad (28)$$

und in Analogie zu Gl. (26) folgt

$$K_{Ic} = \frac{\sqrt{z + \Delta z}}{1 + mbc(1 + 2\sqrt{1/\rho})} \cdot K_{IcM} \qquad (29)$$

Gl. (29) erlaubt nun, die Wechselbeziehung zwischen der Mikrostruktur des Werkstoffes und der makroskopischen Bruchzähigkeit herzustellen. Sie faßt die verstärkenden bzw. schwächenden Einflußgrößen der Matrix, der Rißverzweigungen und der Mikrorisse zusammen und zeigt einen Lösungsweg auf, der es gestattet, aufgrund experimenteller Ergebnisse und theoretischer Zusammenhänge die Veränderung der Bruchzähigkeit in Abhängigkeit von den Mikrostrukturanteilen und der Mikrorißgeometrie darzustellen.

Eine Erhöhung der Bruchzähigkeit, abhängig von der Mikrorißdichte und der damit verbundenen Rißverzweigungsdichte (Bild 35), ist in (Bild 31) nachgewiesen worden. Bei einer quantitativen Auswertung dieser Meßergebnisse ist allerdings der Einfluß der ursprünglich vorhandenen nicht wachsenden Mikrorisse zu berücksichtigen. Dieser erniedrigt K_{Ic}. Die Meßergebnisse sind nur durch eine Überlagerung beider Einflußgrößen zu verstehen. Eine zahlenmäßige Bestätigung von Gl. (27, 28, 29) ist deshalb schwierig. Diese Gleichungen beschreiben aber sicher richtig den Anteil der Rißverzweigungen an der Bruchzähigkeit. Die Meßergebnisse zeigen, daß dieser Effekt der Rißverzweigungen den schwächenden Einfluß der Mikrorisse überkompensiert.

4.2 Quantitative Behandlung der Bruchzähigkeit

Das Gesamtverhalten des Werkstoffes, der im Rahmen dieser Arbeit behandelt worden ist, wird grundsätzlich von drei Einflußgrößen bestimmt. Diese Einflußgrößen, die alle durch Abschrecken, Tiefkühlen und Anlassen zu variieren sind und eine Rolle spielen, sind die Grundmasse, die vor der Rißfront liegenden Mikrorisse und die damit einhergehenden Rißverzweigungen. Dabei haben Mikrorisse und Rißverzweigungen gemeinsam, daß zu ihrem Weiterwachsen bzw. ihrer Bildung zusätzliche Energie bereitgestellt werden muß, d.h. die Rißausbreitungskraft wird durch diesen Prozeß erhöht, Gl. (27).

Betrachtet man die Analyse der vorliegenden Meßwerte im Zusammenhang mit Gl. (29), so kann festgestellt werden, daß sich der Einfluß der im Nenner stehenden Variablen, nämlich der Mikrorißdichte und Mikrorißlänge, nicht bemerkenswert negativ auf die Bruchzähigkeit auswirkt, außer bei sehr hoher Abschrecktemperatur. Dagegen wirken sich die Mikroriß- und Rißverzweigungsdichtezunahme bzw. -abnahme im Zähler entsprechend stark positiv auf die Bruchzähigkeit aus.

4.2.1 Der abgeschreckte Zustand

Die Änderung der Wärmebehandlung zeigt, daß der abgeschreckte, tiefgekühlte Gefügezustand eine höhere Härte, aber auch eine niedrigere Bruchzähigkeit verglichen zu dem nur abgeschreckten Zustand aufwies (Bild 31). Das Ergebnis der erhöhten Härte und der damit einhergehenden Bruchzähigkeitsabnahme ist auf die Erhöhung des Martensitanteils und der damit verbundenen Abnahme des Restaustenitanteils < 1 % infolge der Tiefkühlbehandlung zurückzuführen. Hierbei wurde die Abnahme des Restaustenits durch das röntgenographische Untersuchungsverfahren ermittelt und indirekt durch die Härteerhöhung bestätigt.

Mit steigender Abschrecktemperatur ist das Gefüge zum einen durch eine zunehmende Anzahl von Mikrorissen und Rißverzweigungen gekennzeichnet. Dabei wird mit zunehmender Abschrecktemperatur der Abstand der Mikrorisse ein Minimum. Daraus folgt weiterhin, daß infolge des Zusammenwachsens einzelner Mikrorisse deren Dichte abnimmt (Bild 22), wobei die mittlere Länge stark zunimmt (Bild 23). Weiterhin nimmt die Dichte an interkristallinen Mikrorissen mit zunehmender Abschrecktemperatur infolge des rapiden Kornwachstums und der daraus folgenden geringeren Dichte an den Austenitkorngrenzen ab. Des weiteren zeigte sich, daß die Mikrorißdichte (Bild 22) und die mit ihr korrelierbare Rißverzweigungsdichte (Bild 35) ein gemeinsames Maximum durchliefen und diese Maxima mit dem Bruchzähigkeitsmaximum (Bild 31) zusammenfielen. Zum anderen ist der Bruchmechanismus bei hohen Abschrecktemperaturen fast vollständig interkristallin. Die in diesem Zusammenhang durchgeführten REM-Bruchflächenaufnahmen (Bild 38) und die analytischen Auswertungen (Bild 39) zeigen, daß der transkristalline Bruchflächenanteil mit höher werdender Abschrecktemperatur nach Durchlaufen eines Maximums stärker abfiel als die dazu korrespondierende Mikrorißdichte. Ursache des Abfalles ist zum ersten die zunehmende Versprödung der Grundmasse

infolge der Versprödung der ehemaligen Austenitkorngrenzen in Verbindung mit einem rapiden Kornwachstum, zum zweiten die rapide Längenzunahme der Mikrorisse.

Betrachtet man die mikrostrukturellen Einflußgrößen auf die Bruchzähigkeit, so kann man ihre Einzelbeiträge, die durch ihre Richtung und Größenordnung gegeben sind, in Verbindung mit Gl. (29) zu einer Gesamtbruchzähigkeit zusammenfassen. Der Zähler enthält den Einfluß der Mikrorißverzweigung und der Mikrorisse, der im Einklang mit der mikroskopischen Beobachtung zu einer Verbesserung der Bruchzähigkeit führt. Nach Durchlaufen des Mikrorißdichtemaximums schwächt sich der positive Einfluß auf die Bruchzähigkeit infolge der abnehmenden Mikroriß- und Verzweigungsdichte ab. Gleichzeitig aber läuft parallel mit der Zunahme der Abschrecktemperatur der immer stärker werdende negative Einfluß der zunehmend versprödeten Grundmasse, die insbesondere durch den interkristallinen grobkörnigen Bruch gekennzeichnet ist. Durch Überlagerung dieser positiven und negativen Einflüsse erhält man ein Maximum der Bruchzähigkeit, die dann im oberen Abschrecktemperaturbereich stark abfällt (Bild 31). Niemals jedoch fällt die Bruchzähigkeit unter den Wert des technisch wärmebehandelten mikrorißfreien Gefügezustandes D, der von 790 ^{o}C auf 190 ^{o}C abgeschreckt wurde, so daß in jedem Falle ein Bruchzähigkeitsgewinn infolge der auftretenden Mikrorisse und Rißverzweigungen zu verzeichnen ist.

4.2.2 Der angelassene Zustand

Das Gefüge des abgeschreckten, tiefgekühlten, angelassenen Zustandes ist mit zunehmender Anlaßtemperatur auf der einen Seite gekennzeichnet durch die Karbidausscheidung aus dem spröden übersättigten Mischkristall des Martensits, der jetzt zäh wird, und auf der anderen Seite durch die Ausheilung der Mikrorisse. Dabei ist die Abnahme der Mikrorisse (Bild 24a, 25) im Prinzip darauf zurückzuführen, daß die

Mikrorisse durch Verschweißen der Oberfläche beim Erwärmen ausheilen, da sie nicht in Kontakt mit der Atmosphäre standen. Die restlichen nicht auszuheilenden Mikrorisse bestehen fast ausschließlich aus Korngrenzenrissen. Des weiteren zeigte sich, daß die Rißverzweigungsneigung mit abnehmender Mikrorißdichte nachließ (Bild 40), infolgedessen verschwanden die Rißverzweigungen, so daß der Hauptriß im Anlaßendtemperaturzustand gerade war und quer zur Spannungsrichtung stand.

Da die Rißöffnung δ mit zunehmender Anlaßtemperatur immer stärker aufweitet und folglich $\rho >> b$ wird, konnten mit Hilfe der Beziehungen der linear-elastischen Bruchmechanik gültige K_{Ic}-Werte bis 450 ^{o}C, darüber hinaus nur von der Probendicke abhängige K_{c}-Werte ermittelt werden.

Mit zunehmender Anlaßtemperatur wird der positive Einfluß auf die Bruchzähigkeit durch die abnehmende Mikroriß- und Rißverzweigungsdichte, wie die Beobachtungen zeigten und durch Gl. (29) bestätigt wird, kleiner. Dieser nachlassende positive Einfluß wird nun bei weitem überkompensiert durch den positiven Einfluß der zäher werdenden Grundmasse (Bild 43), so daß die Bruchzähigkeit (Bild 33) insgesamt durch die Überlagerung der beiden Einflüsse durch einen starken Anstieg gekennzeichnet ist.

Ein Vergleich zeigt, daß der abgeschreckte, tiefgekühlte angelassene Zustand im Gegensatz zu dem technisch wärmebehandelten Zustand (nicht tiefgekühlt) nicht nur eine höhere Härte, sondern auch eine beachtlich höhere Bruchzähigkeit aufweist (Bild 33). Der Unterschied in der Härte erklärt sich durch die erhöhte Martensitbildung, während die erhöhte Bruchzähigkeit, nach Gl. (29), im Anlaßbereich $T < 550$ ^{o}C auf den positiven Einfluß der Mikrorisse und Rißverzweigungen zurückzuführen ist, der aber im oberen Anlaßbereich verschwindet. Im Endzustand wird die Bruchzähigkeit des mikrorißfreien, technisch wärmebehandelten Zustandes in

Einklang mit Gl. (24) fast erreicht; der kleine Unterschied in der Bruchzähigkeit ist auf die noch nicht ausgeheilten Korngrenzenrisse zurückzuführen.

4.3 Empfehlungen für optimale Wärmebehandlung

Die wesentlichen Einflußgrößen für die Festigkeitseigenschaften eines Werkstoffes sind die aus dem Zugversuch ermittelten Streckgrenzen - als Maß für den Widerstand gegen plastische Verformung - und die Bruchzähigkeit - als Maß gegen Rißausbreitung -.

Die in diesem Zusammenhang durchgeführten Untersuchungen des abgeschreckten, tiefgekühlten Zustandes zeigen, daß eine erhöhte Austenitisierungstemperatur zu einem Bruchzähigkeitsgewinn, erst Anstieg, dann Abfall (Bild 31), aber auch zu einer Abnahme der Zugfestigkeit (Bild 28) führt. Normalerweise ist eine gegenläufige Abhängigkeit festzustellen. Dieses von der Regel abweichende Verhalten ist darauf zurückzuführen, daß die Zugfestigkeit eines spröden Werkstoffes von dem größten Riß abhängt. Die anderen Risse sind für die Zugfestigkeit nicht von Belang. Die Bruchzähigkeit wird dagegen bestimmt durch die Wechselwirkung der durchlaufenden Rißfront mit den vor ihr liegenden Mikrorissen (Gl. 29). Durch diese Aufzweigung der Rißfront kommt eine Einflußgröße herein, die nicht die Zugfestigkeit, jedoch die Bruchzähigkeit, die Energieabsorption, begünstigt. Unter dynamischen Bedingungen ist die Oberfläche des Werkstoffes der Entstehungsort von Anrissen, da hier die höchste Spannung auftritt. Die Bildung von Ermüdungsrissen an der Oberfläche ist durch Vorhandensein vieler Mikrorisse nicht mehr nötig. Es kann sofort unterkritisches Wachstum einsetzen und folglich zu einer geringeren Lastspielzahl bis zum Bruch des Werkstoffes führen. Aus diesem Grunde kann der nicht mikrorißfreie Werkstoff nur für eine rein statische Belastung eingesetzt werden, die in der Praxis sehr selten [illegible].

Die Kombination der beiden mechanischen Kenngrößen, Zugfestigkeit und Bruchzähigkeit, können als statische Festigkeit definiert werden. [73] Durch Auftragen der Produkte $R_{p_{0,2}} \cdot K_{Ic}$ über der Streckgrenze erhält man einen Funktionsverlauf, der ein Maximum durchläuft. Die Auswertung dieser Werkstoffkennlinie eignet sich zum Auffinden optimaler Werkstoffeigenschaften für bestimmte Anforderungen.

Vergleicht man auf dieser Grundlage die mechanischen Kennwerte des abgeschreckten, tiefgekühlten, angelassenen Zustandes B mit denen der technischen Wärmebehandlung D, kommt man zu der Beurteilung, daß die technische Wärmebehandlung nicht geändert werden sollte, weil sowohl die statische Festigkeit als auch die Streckgrenze (Bild 45) bei allen Anlaßstufen erheblich höher ist als beim Zustand B. Darüber hinaus ist das Maximum der statischen Festigkeit zu einer höheren Streckgrenze verschoben. Gerade dieser Zustand ist für die Anwendung des Werkstoffes interessant, da hier bei hoher Streckgrenze günstige Festigkeitseigenschaften erreicht werden.

Ein Vergleich zeigt, daß der Zustand B eine höhere Härte sowie auch im Anlaßbereich zwischen $150 < T < 550\ ^{o}C$ eine beachtlich höhere Bruchzähigkeit (Bild 33) hatte. Wenn diese hohe Härte und die höhere Bruchzähigkeit aber von Bedeutung sind, der Werkstoff also wirklich einer statischen Beanspruchung ausgesetzt ist, die zum Durchreißen führt, wie das für einen Reibungs- oder Verschleißfall der Fall ist, dann ist es besser, eine Wärmebehandlung durchzuführen, die zu einer höheren Bruchzähigkeit, einer höheren Härte, aber auch zu einer geringeren Zugfestigkeit (Bild 29) führt. Dies gilt nur für dünnwandige Werkstücke, da bei dickwandigen die Eigensparnungen I. Art dominieren und zum Durchreißen führen.

Die vorliegenden Untersuchungsergebnisse und Analysen zeigen, daß die Bruchzähigkeitszunahme eindeutig in Zusammenhang

mit der Erhöhung der Mikroriß- und Rißverzweigungsdichte steht. Dabei erhebt sich die Frage, ob die Bruchzähigkeit des harten Werkstoffes durch Variation der Mikrorisse hinsichtlich der Dichte, Verteilung und Länge optimiert werden kann. Aus dieser Fragestellung stellen sich die Bedingungen für die Mikrorisse. Sie

- müssen in einer möglichst hohen Dichte vorliegen;
- dürfen sich nicht zu einem überkritischen Riß vereinigen, d.h. sie sollen möglichst klein sein;
- sollen möglichst quer zur Beanspruchungsrichtung ausgerichtet sein.

Sind diese Bedingungen erfüllbar, dann muß ein optimales Gefüge hinsichtlich max. Härte und Bruchzähigkeit existieren. Die Richtung zur Herstellung dieses Gefüges wird durch die thermomechanische Behandlung aufgezeigt, denn sie ermöglicht die

- Begrenzung der Mikrorißlänge durch Einstellung der Korngröße;
- Veränderung der Form der Austenitkorngrenzen während der Warmverformung, so daß diese keine ebenen Spaltflächen bilden, wodurch die Korngrenzenfestigkeit erhöht wird.

In diesem Zusammenhang seien noch Arbeiten von [74, 75] erwähnt, die zeigen, daß durch die thermomechanische Behandlung infolge verfeinerter Karbidausscheidung, Kornfeinung und einem höheren transkristallinen Rißausbreitungsanteil ein Anstieg der Härte und Bruchzähigkeit erzielt wurde. Die Untersuchung nach der hier erörterten thermomechanischen Behandlung scheint daher vielversprechend für die optimale Erhöhung der Bruchzähigkeit und Härte für den Verschleiß- bzw. Reibungsfall zu sein.

5. Zusammenfassung

Im abgeschreckten, vollständig umgewandelten Zustand von Werkzeugstählen mit etwa eutektoider Zusammensetzung tritt ein spröder Zustand (niedrige Bruchzähigkeit) auf, der demjenigen von keramischen Werkstoffen ähnelt. Während des Abkühlens können im Zusammenhang mit Eigenspannungen und Phasenumwandlung Mikrorisse verschiedener Dichte, Größe und Verteilung auftreten, die beim Anlassen teilweise wieder ausheilen.

Ziel der Arbeit war es, den im Rahmen einer Härtebehandlung auftretenden spröden Zustand abhängig von der Abschrecktemperatur und von Tiefkühlbehandlungen sowie den Übergang zu höherer Bruchzähigkeit beim Anlassen zu untersuchen.

Im Mittelpunkt der mikroskopischen Untersuchung stand die quantitative Analyse der bei den Wärmebehandlungen erzeugten Mikrorisse sowie deren Wechselwirkung mit dem Hauptriß beim Bruch. Zur Kennzeichnung der mechanischen Eigenschaften diente neben konventionellen Zugversuchen insbesondere die Messung der Bruchzähigkeit. Alle Versuche wurden an einem Kaltarbeitsstahl 90 MnCrV8 durchgeführt.

Ein bemerkenswertes Ergebnis dieser Arbeit ist, daß die Bruchzähigkeit im spröden Zustand durch gleichmäßig verteilte kleine Mikrorisse beträchtlich erhöht werden kann. Sie liegt damit deutlich über derjenigen, die bei der technisch vorgeschriebenen Wärmebehandlung gemessen wird, die nicht zur Bildung von Mikrorissen führt. Bei zunehmender Abschrecktemperatur nimmt die Bruchzähigkeit erst dann wieder ab, wenn bei $T_\gamma > 1100\ ^{o}C$ durch Austenitkornwachstum und -korngrenzenversprödung relativ große Mikrorisse entstehen.

Für die Analyse dieser Ergebnisse werden Beziehungen abgeleitet, in denen die Bruchzähigkeit auf die Eigenschaft der rißfreien Grundmasse und die Wirkung der Mikrorisse

zurückgeführt wird. Entsprechend den experimentellen Beobachtungen wird die Erhöhung der Bruchzähigkeit durch Mikrorisse auf Rißverzweigungen und Weiterwachsen von Mikrorissen parallel zum Hauptriß zurückgeführt. Dadurch ist eine erhöhte Energie zur Rißausbreitung notwendig. Die schwächende Wirkung der Mikrorisse kann überkompensiert werden. Die zunehmende Bruchzähigkeit beim Anlassen ist auf die entsprechende Änderung der Bruchzähigkeit der Grundmasse durch Ausscheidungen im Martensit zurückzuführen. Soweit die Mikrorisse nicht ausgeheilt sind, zeigen sie in diesem Zusammenhang keine Verzweigungen mehr.

Der Nutzen einer Erhöhung der Bruchzähigkeit besteht allerdings nur bei rein statischer Beanspruchung des Werkstoffes. Bei einer gleichzeitig auftretenden schwingenden Beanspruchung würde durch das Vorhandensein der Mikrorisse die Rißbildungsphase wegfallen und damit die Zahl der Lastwechsel bis zum Bruch stark verringert werden. Nur mit dieser wichtigen Einschränkung ist die Erhöhung der Bruchzähigkeit durch Mikrorisse für metallische Werkstoffe zu empfehlen, während sie für keramische Werkstoffe von großer praktischer Bedeutung sein kann.

6. Literatur

1	E. Hornbogen	Werkstoffe, Springer-Verlag, Berlin-Heidelberg-New York (1973) 239-251
2	H. Berns	VDI-Zeitschrift, 114(1972) 1229-1233
3	E. Houdremont	Handbuch der Sonderstahlkunde, Band I, Springer-Verlag (1956)
4	H. Berns	in: WI-Zeitschrift für industrielle Fertigung, 59(1969) 340-344
5	Thyssen-Edelstahlwerke AG, Witten	Berichte, Kaltarbeitsstähle, Ausgabe (1976)
6	H.-J. Eckstein	Wärmebehandlung von Stahl, VEB, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig (1970)
7	H. Lüpfert	Metallische Werkstoffe, C.F. Winter'sche Verlagshandlung, Prien (1966) 150-164
8	B. Finnern; R. Jönsson	Wärmebehandlung von Werkzeugen und Bauteilen, Carl Hanser Verlag, München (1969) 41-49
9	W. Schatt	Einführung in die Werkstoffwissenschaft VEB, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig (1973) 388-392
10	H. Berns	Z. f. Werkstofftech. 11(1980) 145-153
11	D. Aurich	Bruchvorgänge in metall. Werkstoffen, Werkstofftechnische Verlagsgesellschaft mbH, Karlsruhe (1978) 107-137
12	G. Lütjering	Gleitverteilung und mech. Eigenschaften metall. Werkstoffe, Habilitationsschrift Ruhr-Universität Bochum, Deutsche Forschungs- und Versuchsanstalt für Luft- und Raumfahrt (1974)
13	K. Lücke	in: Grundlagen des Festigkeitsverhaltens, Stahl-eisen Verlag, Düsseldorf (1974) 4

14	A. Kochendörfer	Z. f. Metallkde. 62(1971) 173-185 und 255-269
15	T.L. Johnston; R.J. Stokes; C.H. Li	Trans. Aime, 221(1961) 792
16	E. Orowan	Dislocations in Metals, Aime (1954) 190
17	H. Blumenauer	Bruchmechanik, VEB, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig (1973) 18-20
18	D. Hull	Acta Met. 8(1960) 11-18
19	M.J. Marcinkowski; H.H. Lippsitt	Acta Met. 10(1962) 95
20	D. Hull	in: Fracture of Solids, New York, John Wiley (1968) 417
21	A.H. Cotrell	Trans. Aime 212(1958) 192
22	W.D. Biggs; P.L. Pratt	Acta Met. 6(1958) 694
23	A.W. Sleeswizk	Acta Met. 10(1962) 803
24	T. Schmitt; K.G.H. Klingele; A. Woitschek	Prakt. Metallogr. 7(1970) 538
25	E. Hornbogen	Trans. ASM, 53(1961) 569-588
26	C.J. Mc Mahon Jr.	Mater Sci Eng. 25(1976) 233-239
27	A.H. Ucisik; C.J. Mc Mahon Jr.; H.C. Feng	Met. Trans. 9A(1978) 321-329
28	J.R. Rellick; C.J. Mc Mahon Jr.	Met. Trans. 5(1974) 2439-2450
29	C.J. Mc Mahon Jr.	Met. Trans. 11A(1980) 531-535
30	Ders.	Proc. 4th Bolton Landing Conf., Claitors, Baton Rouge (1975) 525-549
31	K. Forsch	Grundlagen der Wärmebehandlung von Stahl, Stahl-eisen Verlag, Düsseldorf (1976) 155
32	L. Rademacher	in: Grundlagen der Wärmebehandlung, Stahl-eisen Verlag, Düsseldorf (1976) 195

33	H.F. Fischmeister; I. Olefjord	Berg- und Hüttenmann., 123(1978) 75-86
34	M.P. Seah	Acta Met., 25(1977) 345-357
35	P.J. Grobner	Met. Trans. 4(1977) 251-260
36	K. Bungardt; W. Spyra	Arch. Eisenhüttenwesen 27(1956) 777-786
37	H.J. Schüler	Arch. Eisenhüttenwesen 36(1965) 513-516
38	D. Munz; K. Schwalbe; P. Mayr	Dauerschwingverhalten metall. Werkstoffe, Vieweg-Verlag, Braunschweig (1971)
39	H. Berns	Verzug von Stählen infolge Wärmebehandlung, Z. f. Werkstofftech. 8(1977) 149-157
40	H. Bühler; A. Rose	Archiv Eisenhüttenwesen 40(1969) 411-423
41	A. Rose	Klepziger Fachberichte 78(1970) 424-429
42	E. Macherauch	Z. f. Werkstofftech. 10(1979) 97-111
43	K.E. Thelning	Härterei-Techn. Mitt. 25(1970) 271-281
44	R.P. Brobst; G. Krauss	Met. Trans. 5(1974) 457-462
45	R.G. Davies; C.L. Magee	Met. Trans. 3(1972) 307-313
46	J. Jeman	Kovove Materialy 15(1977) 361-372
47	R. Sejnoha; J.A. Ramirez A.	Microcracking in High-Carbon Martensite, National Polytechnic Institute, Mexico City, Mexico, now witz Ce Canada, Box 1821, Sherbrooke, P.Q., Canada; General Motors de Mexico, Mexico City, Mexico
48	A.A. Griffith	Phil. Trans. Roy Soc., A 221(1920) 163
49	N. Claussen	Amer. Ceram. Soc. 59(1976) 49-51
50	Ders.	Amer. Ceram. Soc. 60(1977) 11-12

51	Ders.	Zähe keramische Werkstoffe - eine Utopie?, Umschau 76(1976) 76-77
52	N. Claussen; J. Steeb	Amer. Ceram. Soc. 59(1976) 457-458
53	N. Claussen; J. Jahn	Umwandlungsverhalten von ZrO_2-Teilchen in einer keramischen Matrix, Sonderdruck aus "Berichte der Deutschen Keramischen Gesellschaft", 55(1978) 487-491
54	N. Claussen	Erhöhung des Rißwiderstandes von Keramiken durch gezielt eingebrachte Mikrorisse, Sonderdruck aus "Berichte der Deutschen Keramischen Gesellschaft" 54(1977) 420-423
55	N. Claussen; J. Jahn	Amer. Ceram. Soc. 61(1978) 487
56	N. Claussen; J. Steeb; R.F. Pabst	Amer. Ceram. Soc. 56(1977) 559-562
57	E. Hornbogen; J. Motz	Giessereiforschung 29(1977) 115-120
58	L. Grüter	Z. f. Metallkde. 68(1977) 52-57
59	Ders.	Rißausbreitung in Gußeisen, Dissertation, Bochum (1976)
60	J.L. Henshall; D.J. Rowcliffe	Journal of Metal. Science 9(1974) 1559-1561
61	P. Stratmann; K.H. Bowe	Materialprüfung 18(1976) 339-341
62	H. Blumenauer	VEB, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig (1973) 61
63	H.E. Exner	Aus dem Max-Planck-Institut für Metallforschung, Institut für Sondermetalle, Stuttgart
64		Hütte I, Theoretische Grundlagen, Verlag W. Ernst & Sohn, Berlin (1955)
65	E. Macherauch	Praktische Werkstattkunde, Friedr. Vieweg & Sohn-Verlag, Braunschweig (1970) 251-258
66	H. Neff	Grundlagen und Anwendung der Röntgenfeinstrukturanalyse, R. Odenbourg-Verlag, München (1962)

67	R. Glocker	Materialprüfung mit Röntgenstrahlen, Springer-Verlag, Berlin (1971)
68	A.R. Marder; A.O. Benscoter	Met. Trans. 5(1974) 78-80
69	T.A. Balliet; G. Krauss	Met. Trans. 7A(1976) 81-86
70	G.T. Hahn; A.R. Rosenfield	ASTM STP 432
71	F.A. Mc Clintock; G.R. Irwin	ASTM STP 381
72	W. Dahl; E.-B. Kretschmann	Arch. Eisenhüttenwesen 47(1976)313-318
73	E. Hornbogen	Z. Metallkde. 68(1977) 455-469
74	B. Walser; E.S. Kagali; O.D. Sherby	Proceedings of 4th Intern. Conf. on the Strength of Metals and Alloys, Nancy 1(1976) 456
75	M. u. E. Franz; E. Hornbogen	Arch. Eisenhüttenwesen 49(1978) 449-453
76	H. Berns	in: Werkstoffkunde der gebräuchlichen Stähle, Teil 2, Verlag Stahleisen, Düsseldorf (1977) 205-213

Gruppe	C in % Härte	Sekundär-karbide in %	Beispiele
1. Gruppe unter-eutektoid	< 0,6 45 - 55 HRC	keine	C 60 W 3 (unlegiert) X 45 NiCrMo 4 (legiert)
2. Gruppe über-eutektoid	> 0,8 58 - 62 HRC	< 5	C 110 W1 (unlegiert) 90 MnV 8 (legiert)
3. Gruppe ledeburitisch	> 1,5 60 - 65 HRC	> 15	200 CrMn 8 (leichtleg.) X 210 Cr 12 (legiert)

Tabelle 1: Gruppeneinteilung der Kaltarbeitsstähle

Legierungs-elemente	Auf-härtung	Durch-härtung	Aus-härtung	Zähig-keit	Verschleiß-widerstand
C gelöst	++	+	o	--	+
C Karbid	+	-	o	--	++
Cr gelöst	o	++	+	o	o
Cr Karbid	+	-	o	-	++
Si	o	+	+	o	o
Mn	o	++	o	o	o
Ni	o	++	o	++	o
Mo gelöst	o	++	+	o	o
Mo Karbid	+	-	o	-	++
W gelöst	o	+.	++	o	o
W Karbid	+	-	+	-	++
V gelöst	o	+	++	o	o
V Karbid	+	-	+	-	++

Tabelle 2: Einfluß der wichtigsten Legierungselemente auf die Kaltarbeitswerkzeugstähle

C	Si	Mn	P	S	Cr	N	V	Al
0,91	0,19	1,97	0,01	0,016	0,34	0,07	0,09	0,009

Tabelle 3: Chemische Analyse des Werkzeugstahles, Angaben in Gew.-%

Wärmebehandlung A:	Austenitisierung in Argon-Atmosphäre von (850 - 1200) °C, 30 min. Halten → Abschrecken in Eiswasser → Tiefkühlen zweimal in flüssigem Stickstoff (RT → - 196 °C, 10 min. Halten → RT, 10 min. Halten → - 196 °C, 10 min. Halten → RT)
Wärmebehandlung B:	Austenitisierung in Argon-Atmosphäre von 1000 °C, 30 min. Halten → Abschrecken in Eiswasser → Tiefkühlen zweimal in flüssigem Stickstoff (RT → - 196 °C, 10 min. Halten → RT) → Anlassen in Argon-Atmosphäre von (150 - 600) °C, 60 min. Halten → Abkühlen in ruhender Argon-Atmosphäre auf RT
Wärmebehandlung C:	Austenitisierung in Argon-Atmosphäre von (850 - 1100) °C, 30 min. Halten → Abschrecken in Eiswasser
Wärmebehandlung D: (vorgeschriebener techn. Wärmebehandlungszustand)	Austenitisierung im Salzbad von 790 °C, 30 min. Halten → Abschrecken im Salzbad 190 °C, 30 min. Halten → Abkühlen im ruhender Laborluft → Anlassen in Argon-Atmosphäre von (150 - 600) °C, 60 min. Halten → Abkühlen in ruhender Argon-Atmosphäre auf RT

Tabelle 4: durchgeführte Wärmebehandlungen

Zählrohr-Interferenz-Goniometer mit:

Strahlung: Co - K_α, eisengefiltert

Hochspannung: U = 40 KV
Strom: I = 40 mA
Zeitkonstante: TC = 1 sec
Meßbereich: R = 1000 Zählungen/sec

Interferenz	2λ [°]	$R_{\{hkl\}}$
Martensit-$Fe_{\{200\}}$ } ~ α - $Fe_{\{200\}}$ Martensit-$Fe_{\{002\}}$	77,4	16,3
Martensit-$Fe_{\{211\}}$ } ~ α - $Fe_{\{211\}}$ Martensit-$Fe_{\{112\}}$	99,8	40,4
γ - $Fe_{\{200\}}$	59,8	38,4
γ - $Fe_{\{220\}}$	89,8	24,9

Tabelle 5: R-Faktoren für die verschiedenen Interferenzen der Kobald-K_α Strahlung

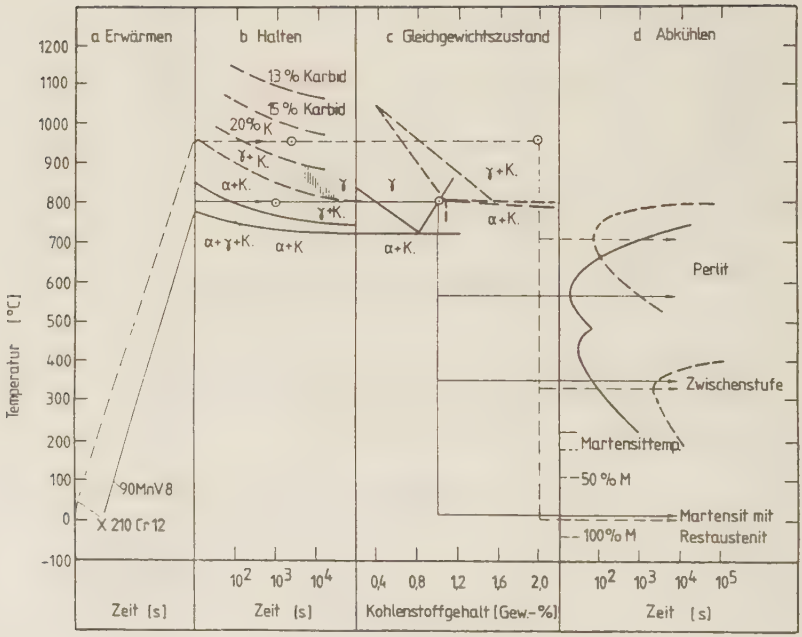


Bild 1: Gefügeumwandlung (Härtezyklus) beim Härten von Werkzeugstählen (nach [4]).

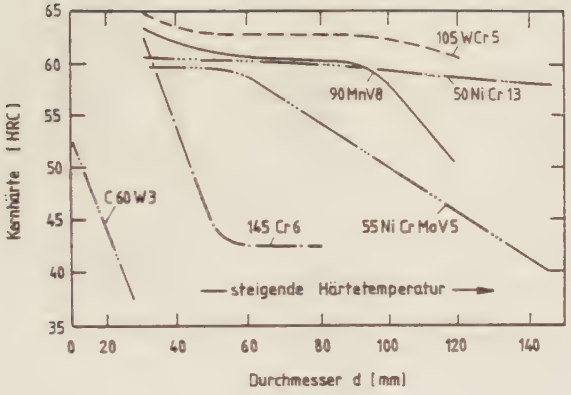


Bild 2: Einfluß der Legierungselemente auf die Durchhärtung (nach [76]).

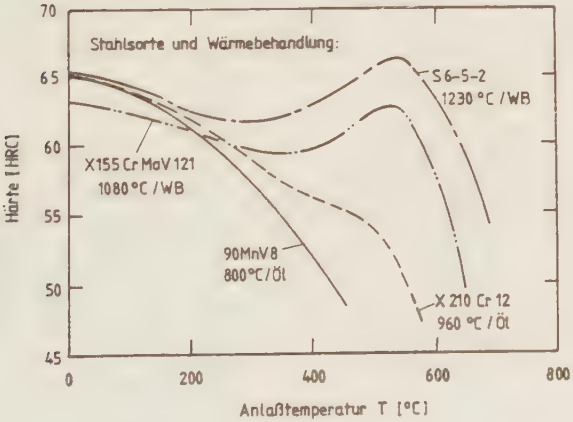


Bild 3: Härteverlauf einiger legierter Werkzeugstähle in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur (nach [76]).

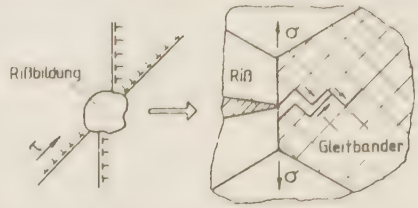
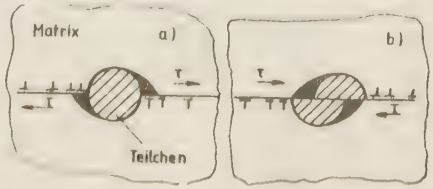
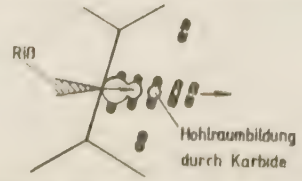
Rißbildungsmodell	Rißbildung	Rißausbreitung
 Bild 4	überkreuzende Gleitbänder	entlang sich überkreuzender Gleitbänder
 Bild 5a	Gleitband - Harte Teilchen	durch Hohlraumbildung a) Aufreißen an der Grenzfläche Matrix - Teilchen b) Zerbrechen des Teilchens
 Bild 5b		Zusammenwachsen von Hohlräumen (wabenförmiger transkristalliner Bruch)

Bild 4-5b: Bildung von Mikrorissen durch Gleitung (Teil I).

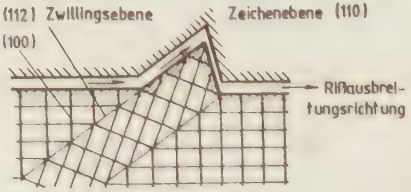
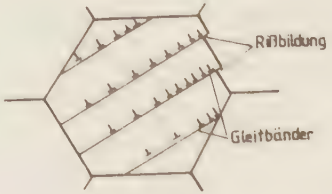
Rißbildungsmodell	Rißbildung	Rißausbreitung
 Bild 6	starke Spannungskonzentration durch blockierte Zwillinge	Zungen entstehen, wenn eine Spaltfläche auf einen Zwilling trifft. Dabei verläßt die Spaltfläche die {100}-Ebene und läuft längs des Zwillings ein Stück auf der {112}-Zwillingsebene, während sie im nichtverzwillingten Teil um den Zwilling herumläuft.
 Bild 7	Gleitband - Korngrenze	durch Gleitbänder, die die Korngrenzen aufreißen

Bild 6,7: Bildung von Makrorissen durch Gleitung (Teil II).

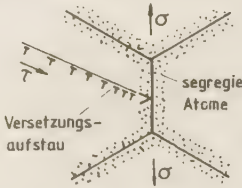
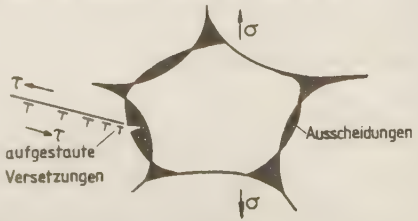
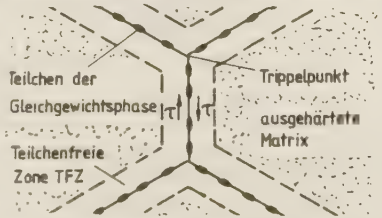
Rißbildungsmodell	Rißbildung	Rißausbreitung
 Bild 8	durch segregierte Atome an den Korngrenzen	Segregierte Atome verhindern, daß sich die Korngrenzen durch Versetzungsaufstau plastisch verformen, der Werkstoff bricht längs den Korngrenzen auf.
 Bild 9	durch Ausscheidungen an den Korngrenzen	Spannungsspitzen, hervorgerufen durch Versetzungsaufstau, lassen das harte Ausscheidungsteilchen unter Bildung eines Mikrorisses brechen.
 Bild 10	durch ausscheidungsverdünnte Zonen an den Korngrenzen	Durch die plastische Verformung der TFZ reißen die Korngrenzen an den Trippelpunkten auf, bevor der Rißvorgang die Bruchspannung der Matrix erreicht.

Bild 8-10: Bildung von Mikrorissen durch Korngrenzenversprödung.

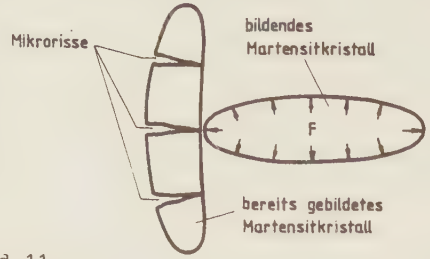
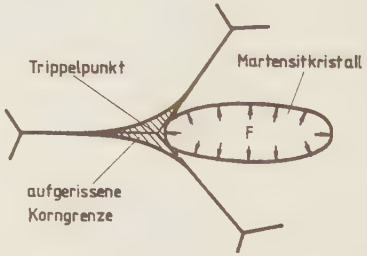
Rißbildungsmodell	Rißbildung	Rißausbreitung
 Bild 11	Aufreißen der Matrix (transkristalline Mikrorisse) durch die Wechselwirkung eines sich neu bildenden Martensitkristalls mit einem bereits vorhandenen	Die Bildung und Ausbreitung von Mikrorissen wird besonders dort begünstigt, wo die inneren Spannungen, gebildet aus der makroskopischen Zugspannung und der überlagerten mikroskopischen Zugspannungskomponente , einen bestimmten Betrag überschreitet.
 Bild 12	Bildung der interkristallinen Mikrorisse durch Auftreffen der Martensitkristalle auf versprödete Korngrenzen	

Bild 11, 12: Bildung von Mikrorissen durch martensitische Umwandlung des Stahles.

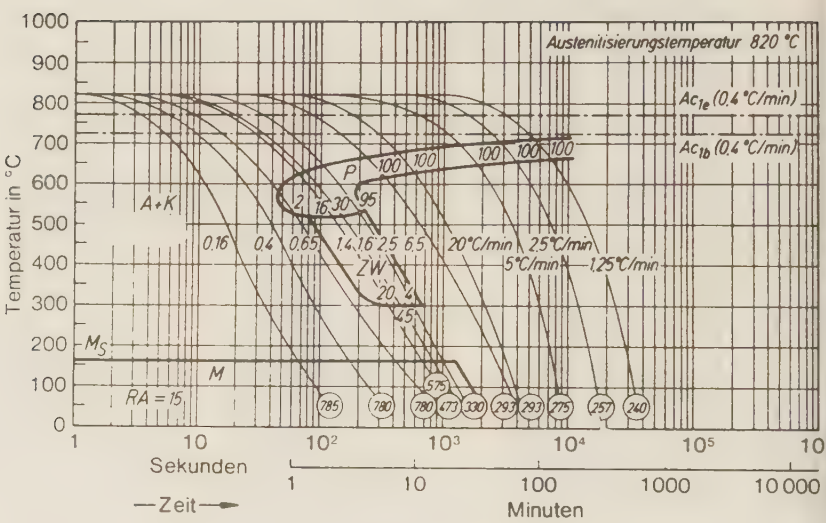


Bild 13: kontinuierliches Zeit-Temperatur-Umwandlungs-schaubild des untersuchten Stahles 90 MnCrV8.

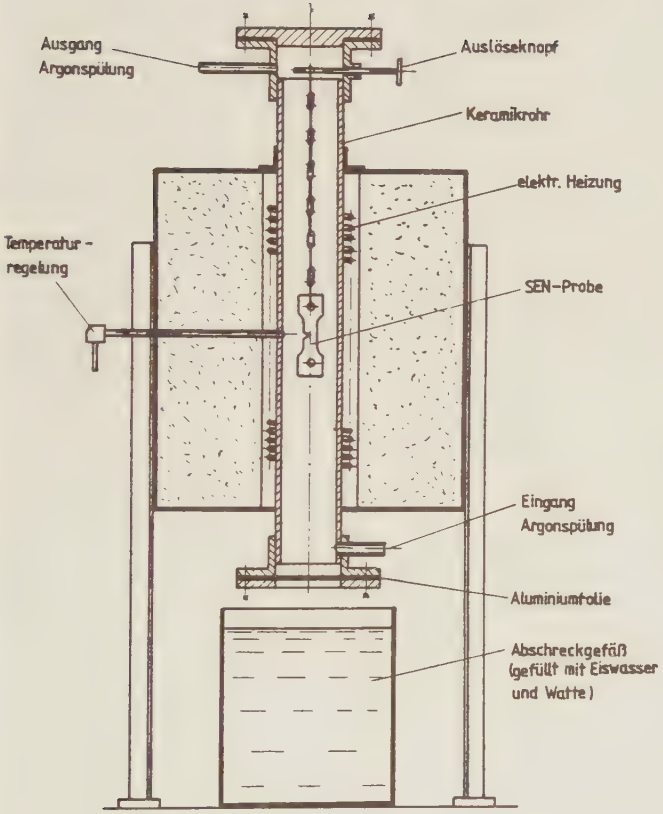


Bild 14: Schematische Darstellung des Fallofens.

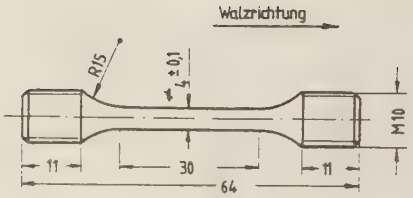


Bild 15: Rundzugprobe M 10 x 60.

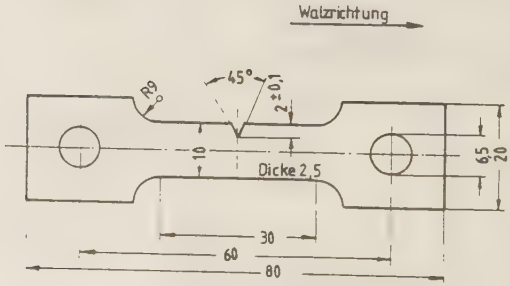


Bild 16: Einseitig gekerbte Flachzugprobe.

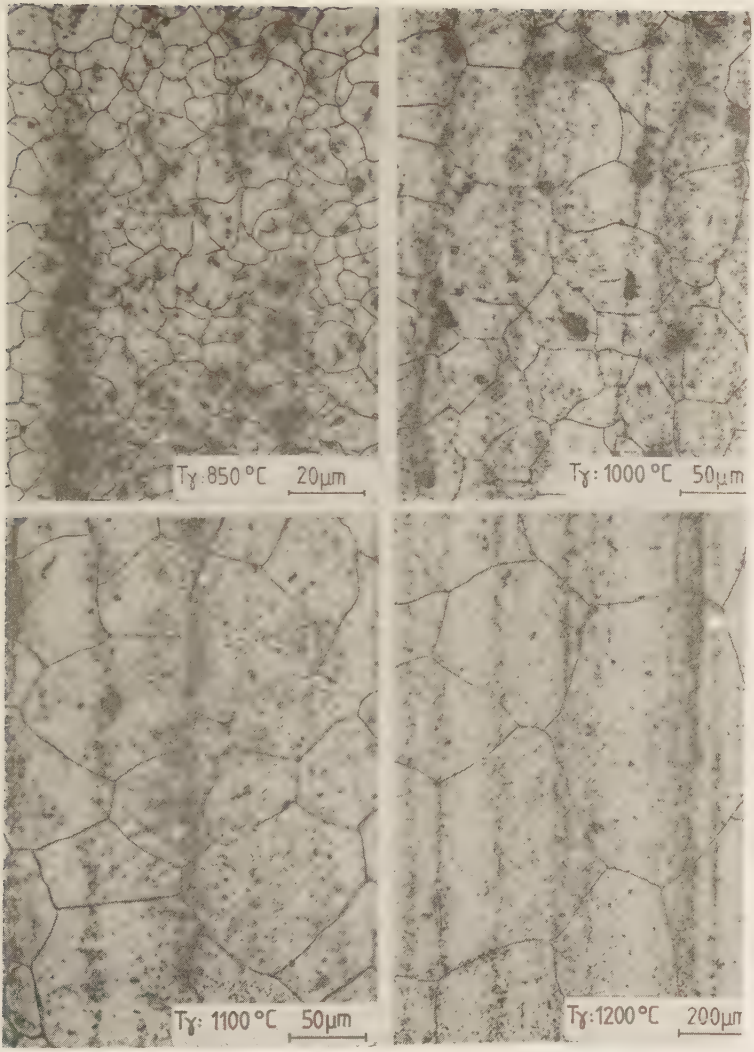


Bild 17: Korngrößen für den abgeschreckten Gefügezustand A bei verschiedenen Abschrecktemperaturen. (Ätzung A_1)

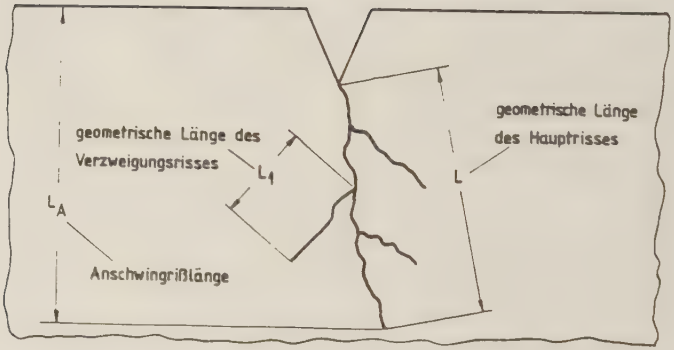


Bild 18: Bestimmung der Länge des Hauptrisses und der Verzweigungsrisse.

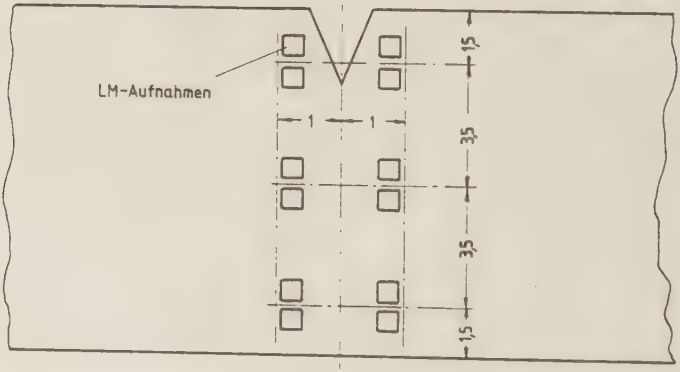


Bild 19: Lage der Markierungen auf der Probe zur Auswertung der Mikrorißdichte.

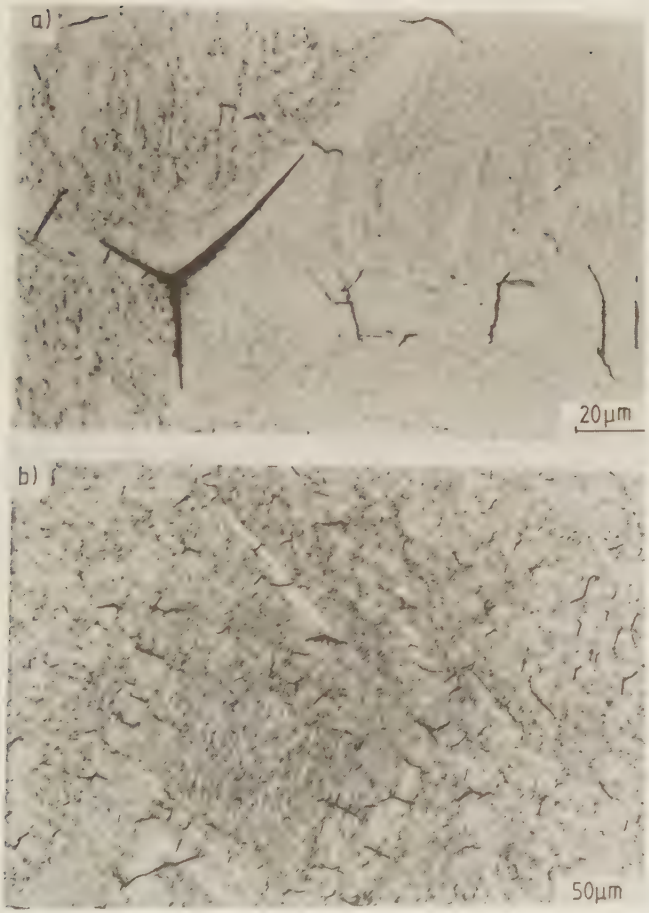


Bild 20: Lage der Mikrorisse (abgeschreckter Gefügezustand A)
a) an den ursprünglichen Korngrenzen
b) im Inneren des Kornes

(Ätzung A_3)

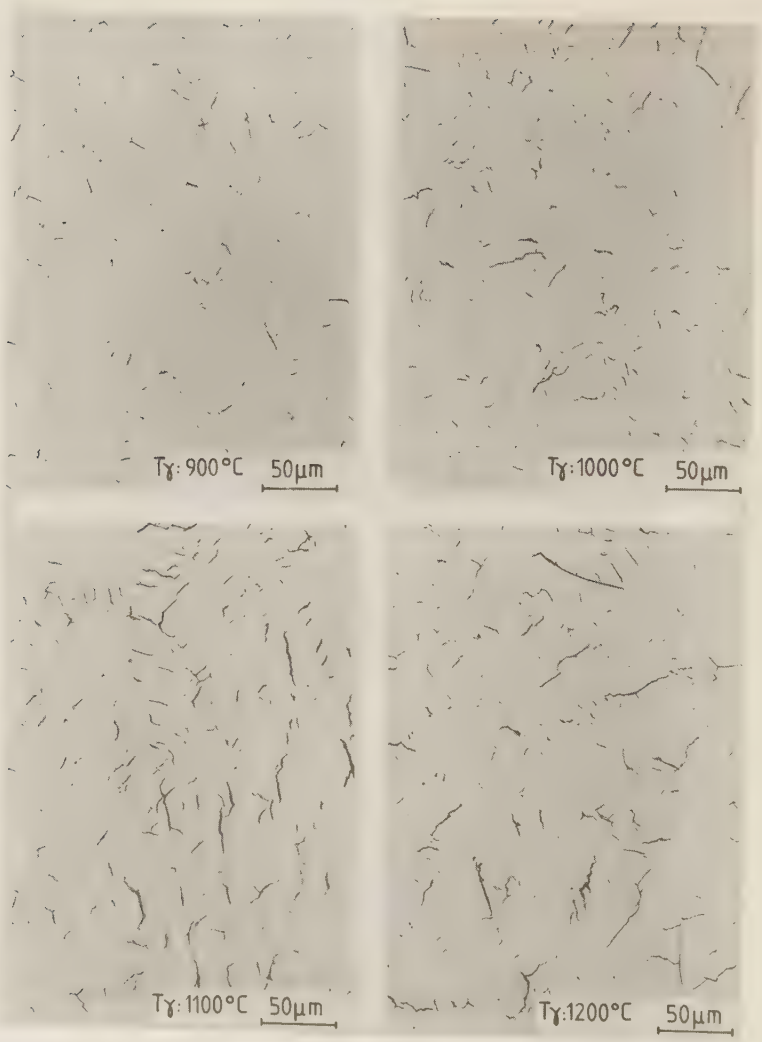


Bild 21a: Rißdichte, Rißverteilung, Lage und Form der Mikrorisse für den abgeschreckten Gefügezustand A bei verschiedenen Abschrecktemperaturen. (Ätzung A_2)

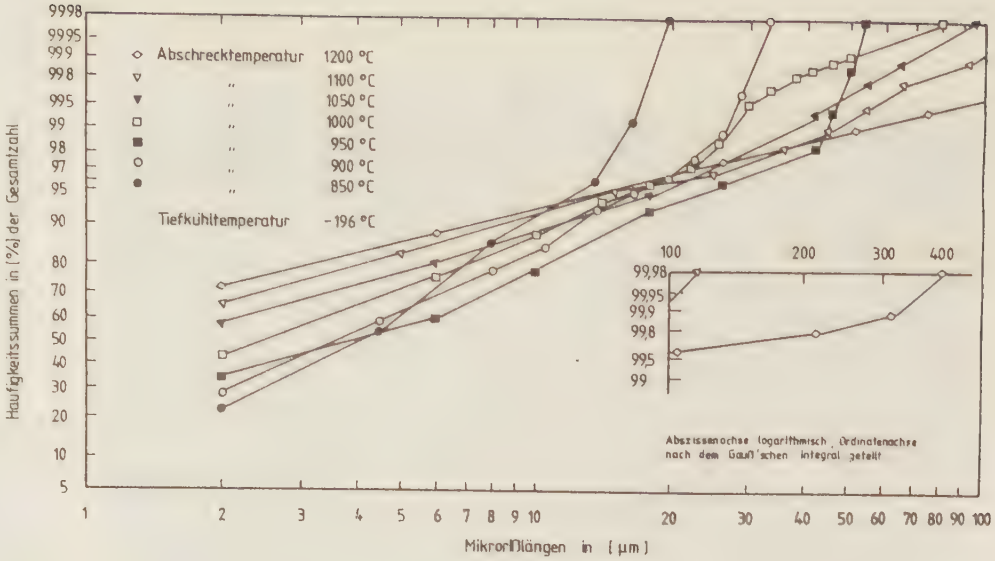


Bild 21b: Rißverteilungen für den abgeschreckten, tiefgekühlten Gefügezustand A.

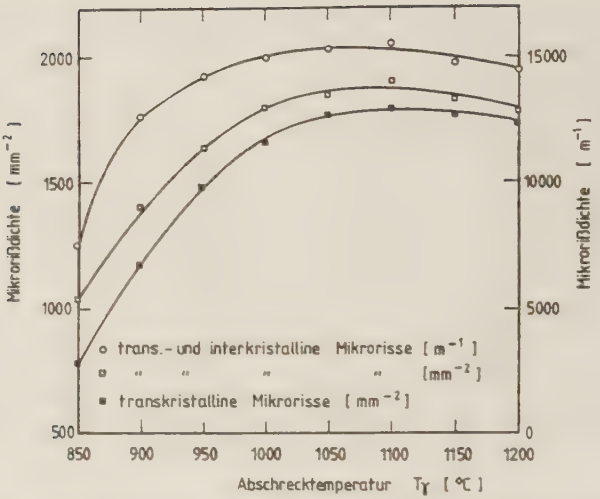


Bild 22: Mikrorißdichte für den abgeschreckten Gefügezustand A als Funktion der Abschrecktemperatur.

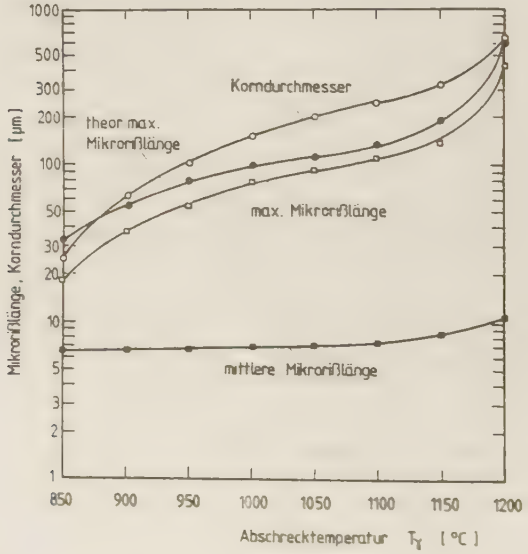


Bild 23: Mikrorißlängen und Korndurchmesser für den abgeschreckten Gefügezustand A als Funktion der Abschrecktemperatur.

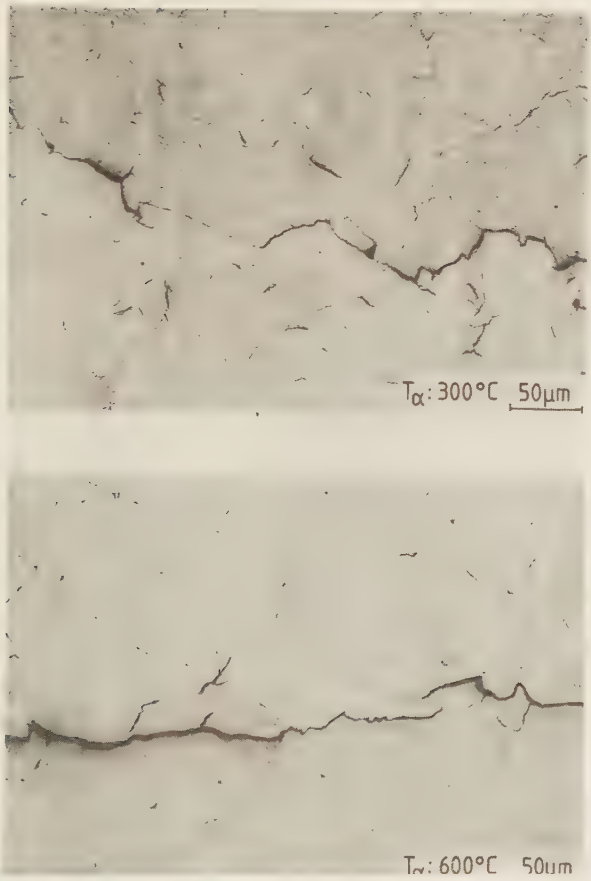


Bild 24a: Rißdichte, Rißverteilung, Lage und Form der Mikrorisse im Gefüge für den angelassenen Gefügezustand B bei verschiedenen Anlaßtemperaturen. (Ätzung A_3)

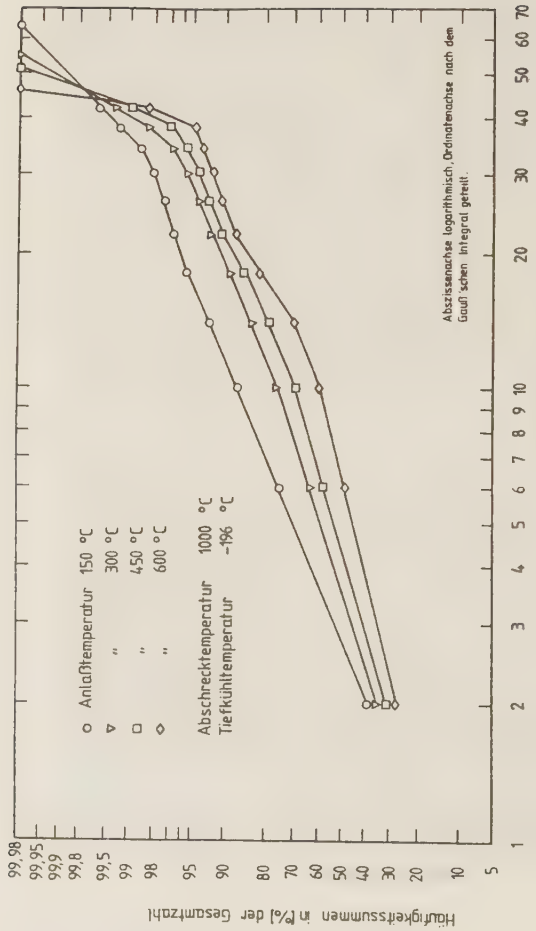


Bild 24b: Rißverteilungen für den abgeschreckten, tiefgekühlten, angelassenen Gefügezustand B.

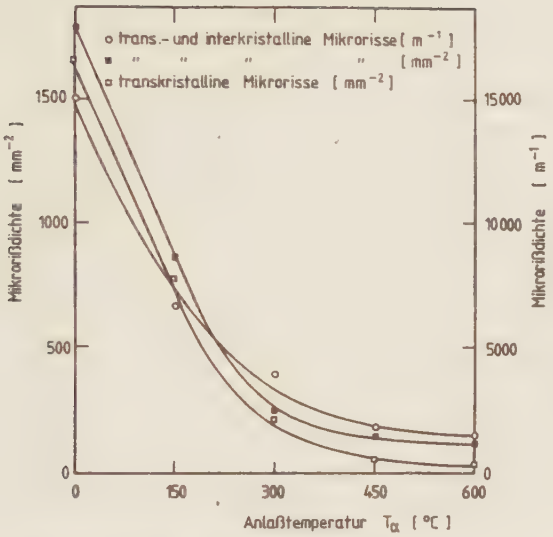


Bild 25: Mikrorißdichte für den angelassenen Gefügezustand B als Funktion der Anlaßtemperatur T_α.

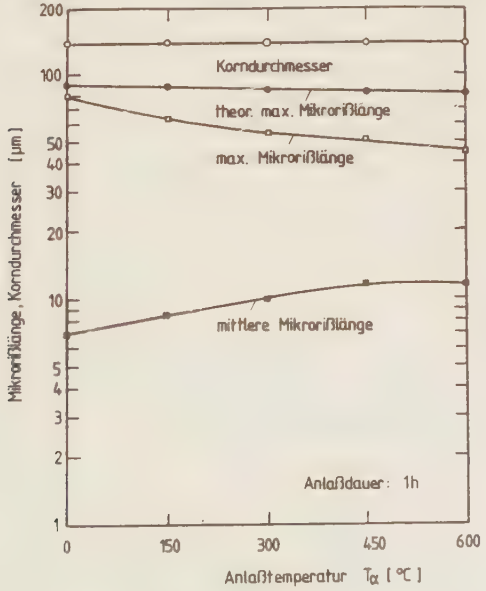


Bild 26: Mikrorißlängen und Korndurchmesser für den angelassenen Gefügezustand B als Funktion der Anlaßtemperatur T_α.

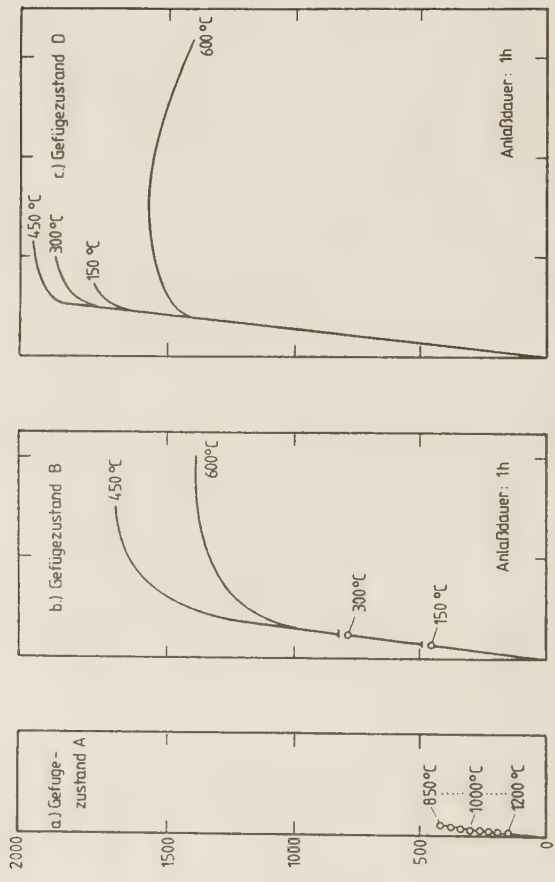


Bild 27: Spannungs-Dehnungs-Diagramme für die Gefügezustände A, B und D.

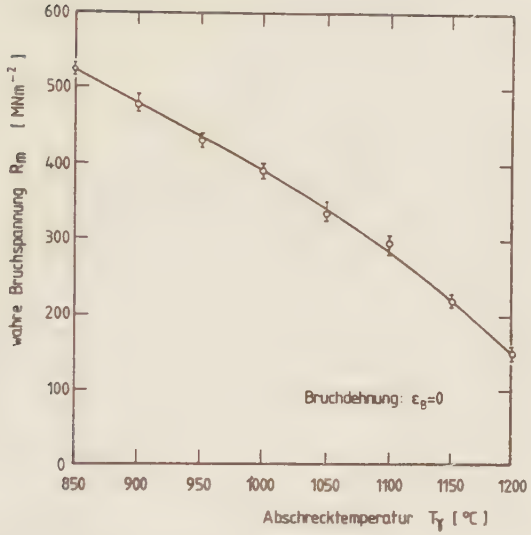


Bild 28: Bruchspannung bei dem abgeschreckten Gefügezustand A als Funktion der Abschrecktemperatur.

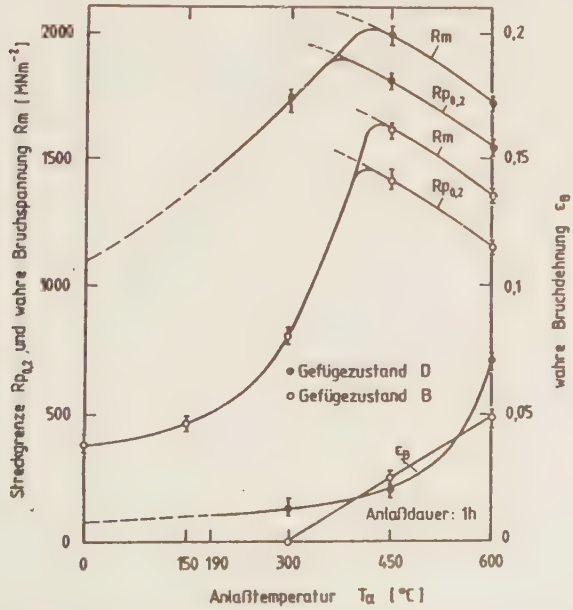


Bild 29: Streckgrenze, Bruchspannung und Bruchdehnung bei den angelassenen Gefügezuständen D und B als Funktion der Anlaßtemperatur.

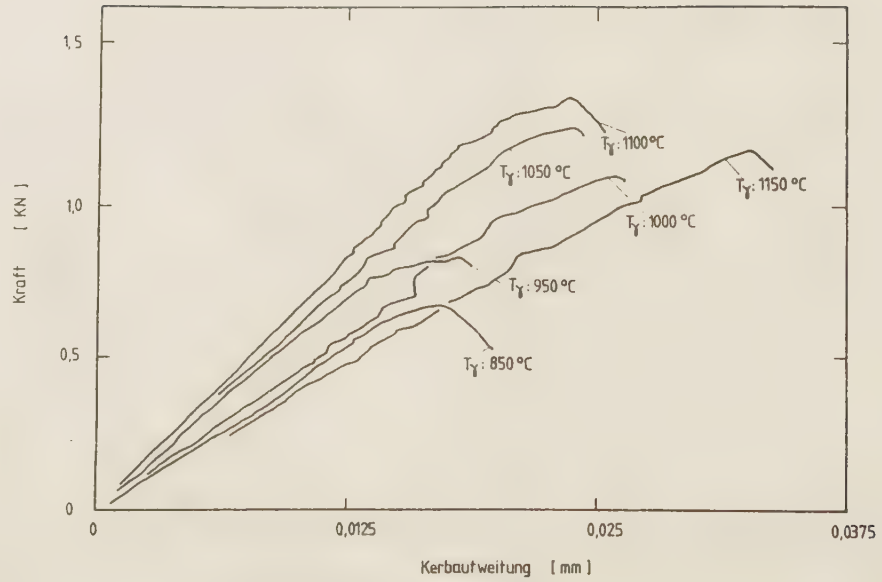


Bild 30: Kraft-Kerbaufweitungs-Diagramme für den Gefügezustand A.

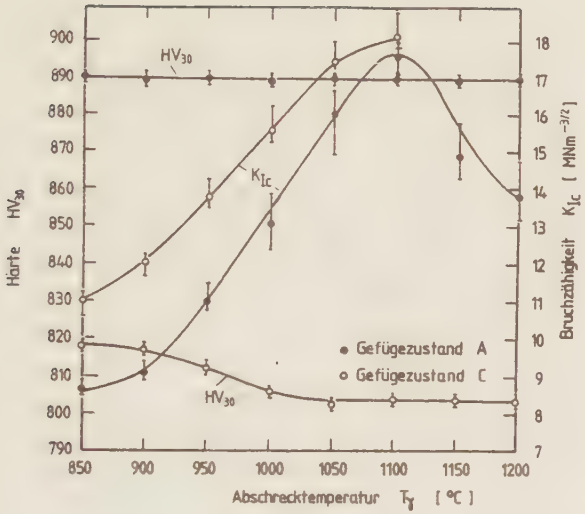


Bild 31: Härte und Bruchzähigkeit für die abgeschreckten Gefügezustände A und C als Funktion der Abschrecktemperatur.

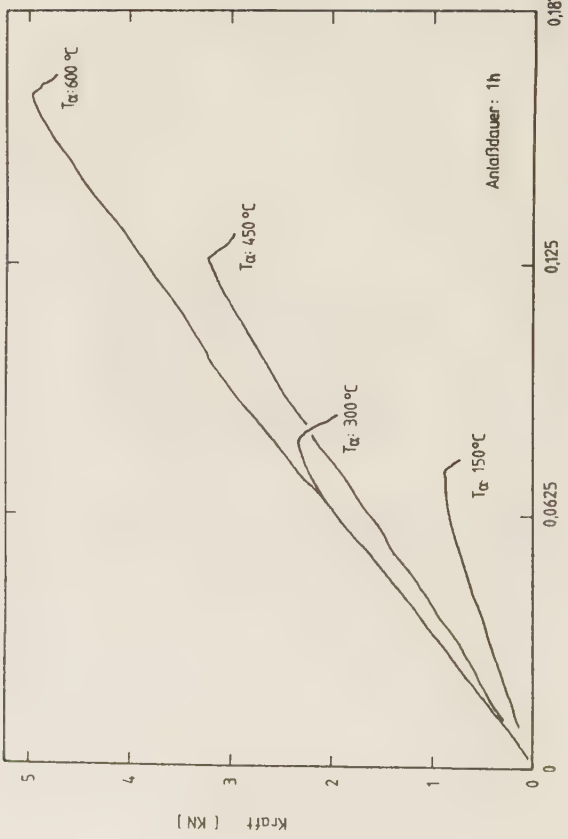


Bild 32: Kraft-Kerbaufweitungs-Diagramme für den Gefügezustand B.

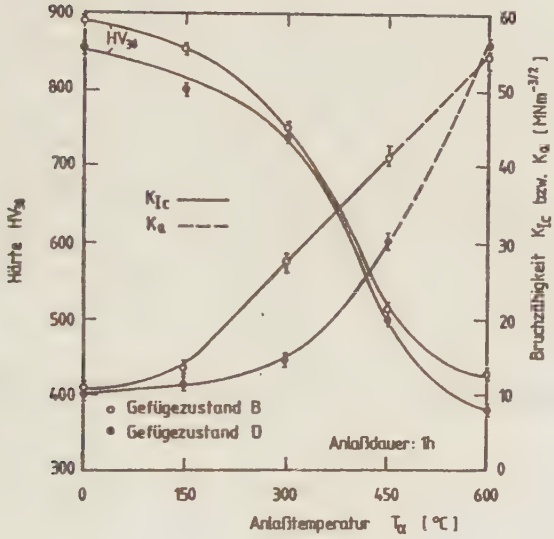


Bild 33: Härte und Bruchzähigkeit bei den angelassenen Gefügezuständen B und D als Funktion der Anlaßtemperatur.

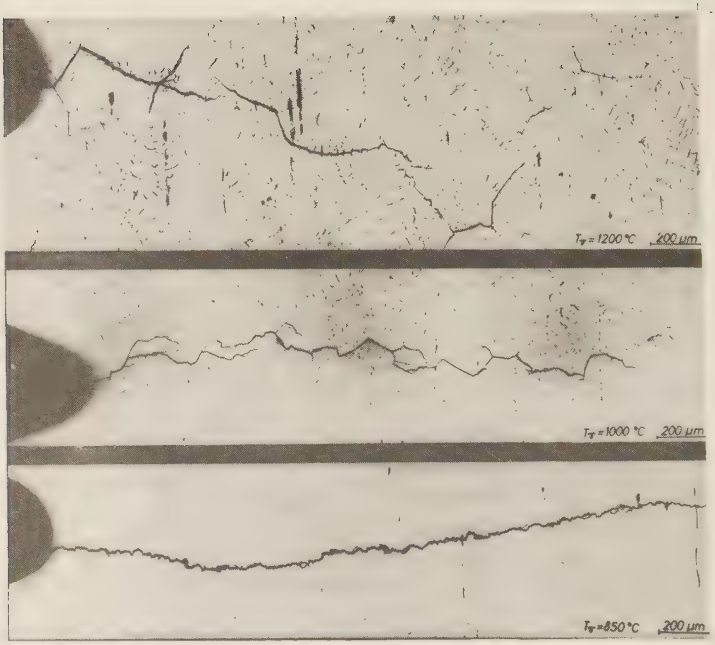


Bild 34: Rißverzweigungen bei stabilder Rißausbreitung für den abgeschreckten Gefügezustand A bei verschiedenen Abschrecktemperaturen. (Ätzung A_3)

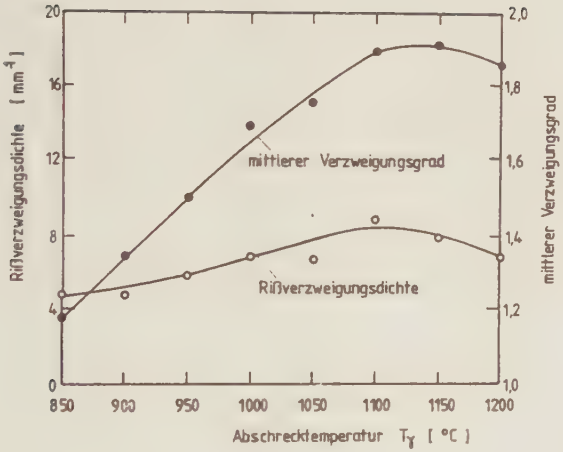


Bild 35: Rißverzweigungsdichte und mittlerer Verzweigungsgrad für den abgeschreckten Gefügezustand A als Funktion der Abschrecktemperatur.

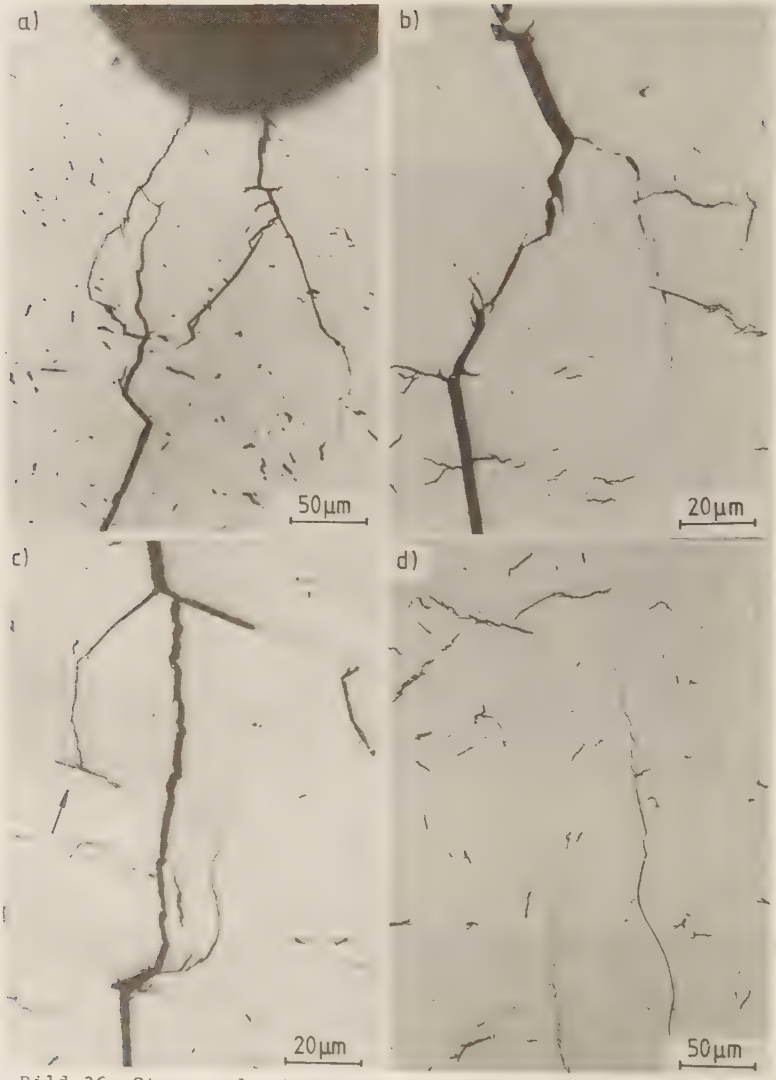


Bild 36: Stoppen des Hauptrisses durch
a) Rißverzweigung im Rißgrund
b) Rißverzweigung längs des Hauptrisses
c) Einlaufen der Verzweigungsrisse in bestehende Mikrorisse
d) Einlaufen der Hauptrißspitze in bestehende Mikrorisse.

(Ätzung A_2)

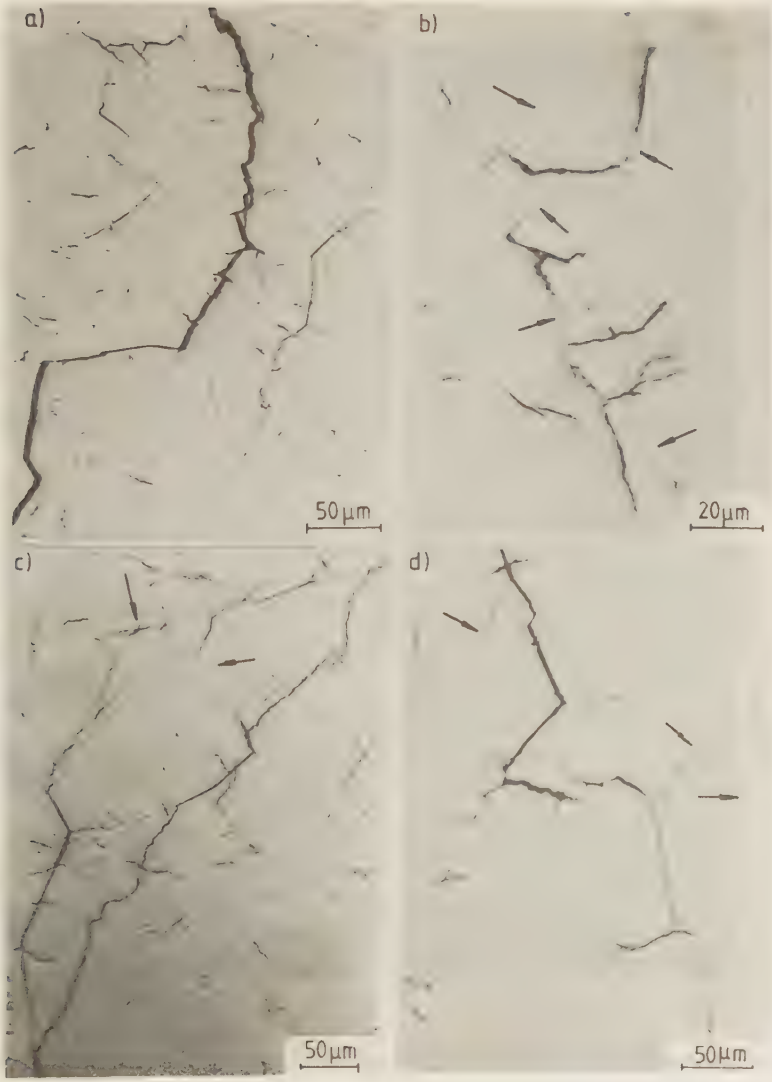


Bild 37: Bilden und Stoppen von
a) Parallelrissen
b) Rißbrücken zwischen bestehenden Mikrorissen
c) Rißverästelungen in Nebenrisse
d) neu gebildeten Mikrorissen.

(Ätzung A_2)

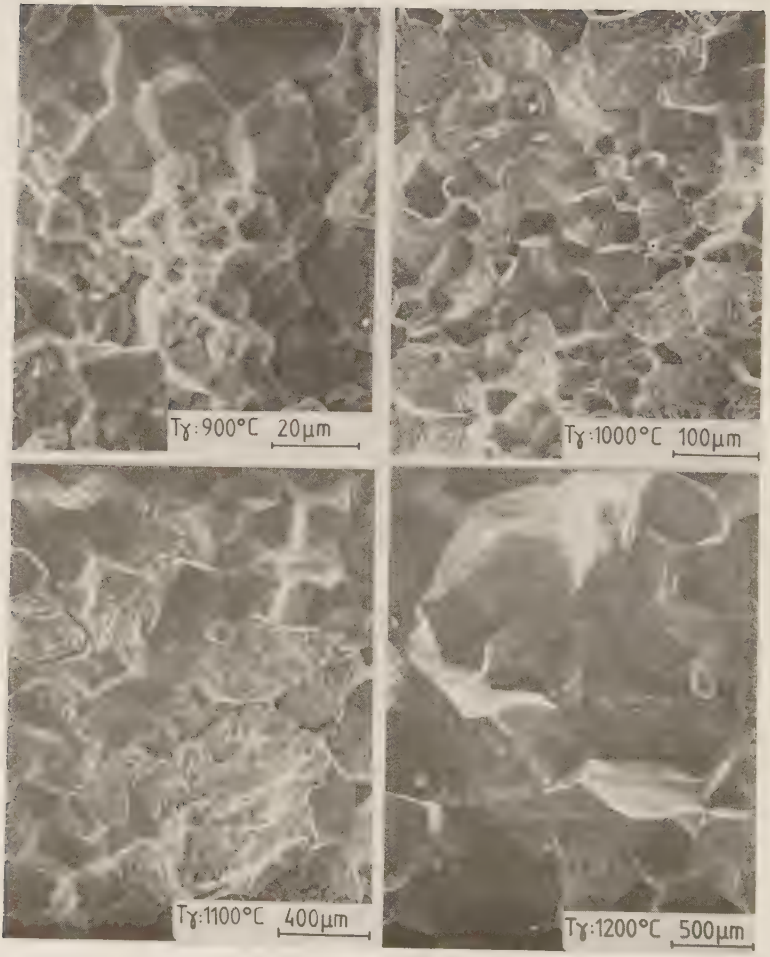


Bild 38: REM-Aufnahmen, Bruchflächen des abgeschreckten Gefügezustandes A

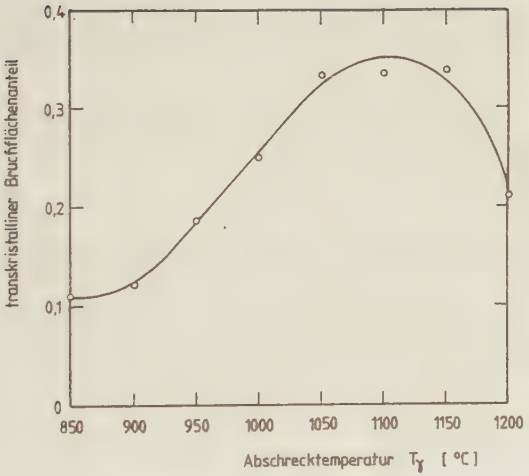


Bild 39: Transkristalliner Bruchflächenanteil für den abgeschreckten Gefügezustand A als Funktion der Abschrecktemperatur.

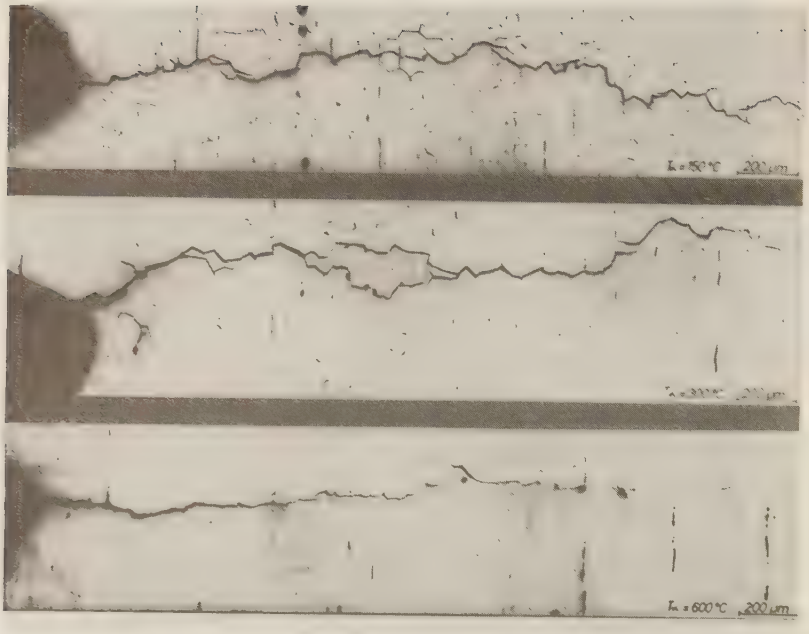


Bild 40: Rißverzweigungen bei stabiler Rißausbreitung für den angelassenen Gefügezustand B bei verschiedenen Anlaßtemperaturen (Ätzung A_3).

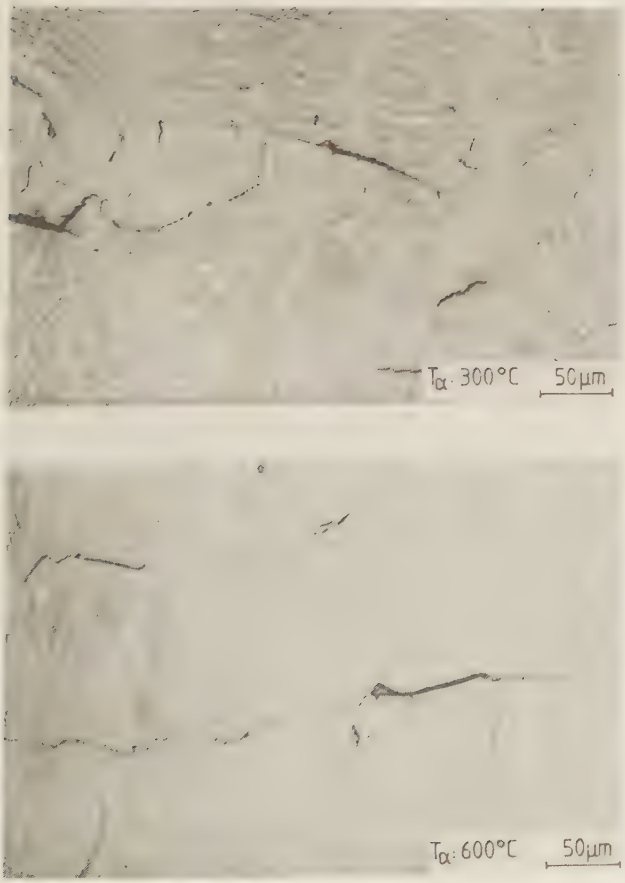


Bild 41: Rißpfadspitze für den Gefügezustand B bei verschiedenen Anlaßtemperaturen (Ätzung A_3).

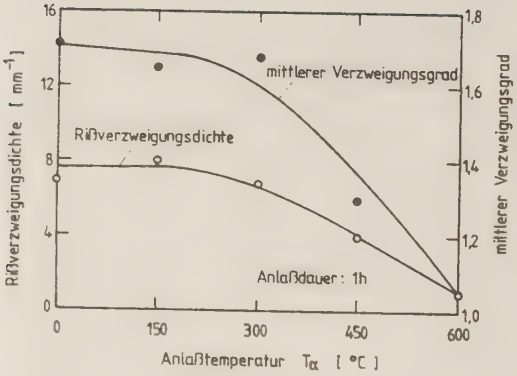


Bild 42: Rißverzweigungsdichte und mittlerer Verzweigungsgrad für den angelassenen Gefügezustand B als Funktion der Anlaßtemperatur.

Bild 43: REM-Aufnahmen, Bruchflächentopologie zeigt Übergang vom interkristallinen-transkristallinen Sprödbruch zum Wabenbruch mit Zellen für den angelassenen Gefügezustand B.

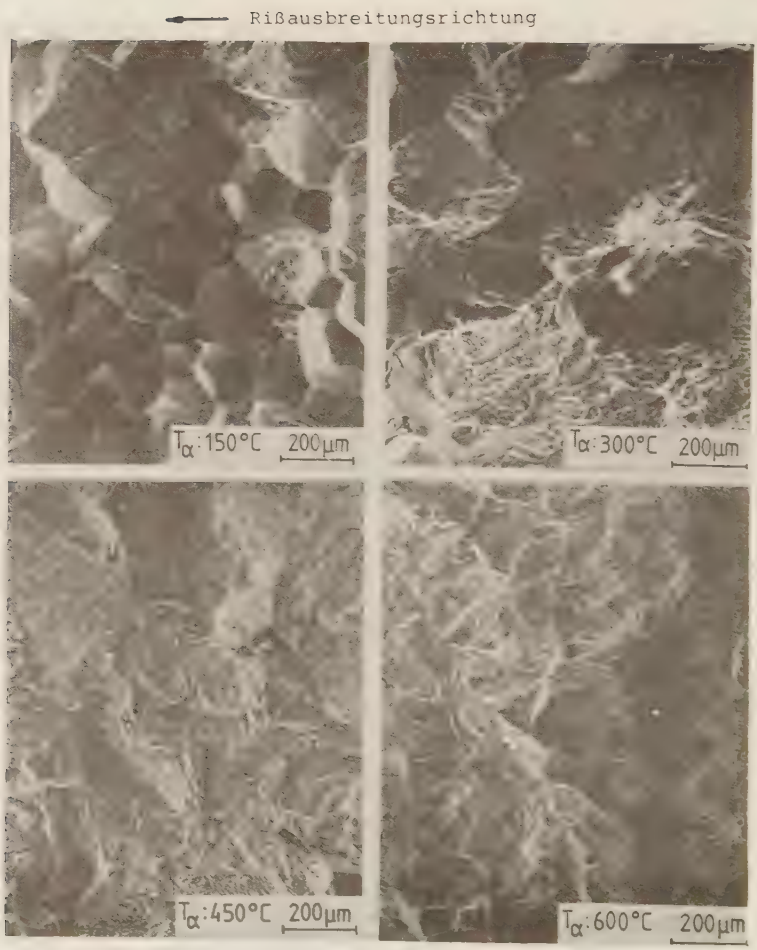


Bild 44: REM-Aufnahmen, Bruchflächen für das unterkritische Rißwachstum im Rißgrund für den angelassenen Gefügezustand B.

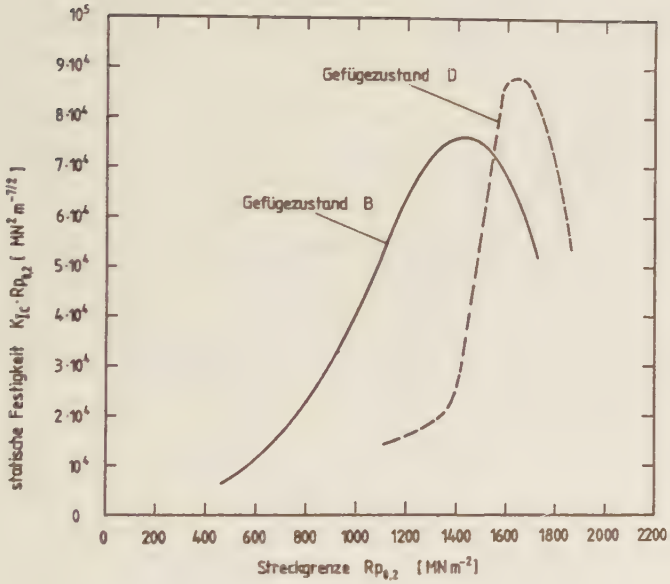


Bild 45: Festigkeitseigenschaften des abgeschreckten, angelassenen Gefügezustandes B und des technisch wärmebehandelten Gefügezustandes D.

Die vorliegende Arbeit wurde am Institut für Werkstoffe der Abteilung für Maschinenbau an der Ruhr-Universität in Bochum durchgeführt.

Herrn Professor Dr. E. Hornbogen danke ich herzlich für seine hervorragende Betreuung während der Erstellung dieser Arbeit. Seiner steten Bereitschaft zu Gesprächen, neuen Impulsen und fördernden Hinweisen gilt mein besonderer Dank.

Herrn Professor Dr. J. Motz danke ich für die Übernahme des Korreferates sowie für interessante Beiträge und Diskussionen während der Durchführung der Arbeit.

Herrn Professor Dr. H. Berns und Herrn Dr.-Ing. M. Kühlmeyer danke ich für hilfreiche Diskussionen.

Allen Institutsmitgliedern, die mir bei der Durchführung der Experimente behilflich waren, sei an dieser Stelle gedankt.

Lebenslauf

Fritz E r v e n	4630 Bochum 1, Galgenfeldstr. 46
geb. am	19. September 1933
in	Köln
Familienstand	verheiratet, 2 Kinder
Schulen bzw. Universität	1940 - 1948 Volksschule in Wallefeld
	1948 - 1951 Berufsschule in Gummersbach
	1957 - 1959 Fachoberschule in Bochum
	1960 - 1963 Fachhochschule in Essen
	1970 - 1974 Ruhr-Universität Bochum
	ab 1976 Doktorand im Institut für Werkstoffe
Prüfungen	1951 Facharbeiterprüfung als Modellschlosser
	1953 Facharbeiterprüfung als techn. Zeichner
	1959 Fachhochschulreife
	1963 Ingenieur-Examen
	1974 I. Staatsexamen als Lehrer an berufsbildenden Schulen
	1975 II. Staatsexamen als Lehrer an berufsbildenden Schulen
	1975 Ergänzungsprüfung zum II. Staatsexamen in Mathematik (3. Facultas)
Berufsweg	1948 - 1951 Ausbildung zum Modellschlosser
	1951 - 1953 Ausbildung zum techn. Zeichner
	1953 - 1960 Techniker
	1960 - 1963 Studium als Ingenieur
	1963 - 1970 Ingenieur im Technischen Rechenzentrum
	1970 - 1974 Studium für das Lehramt an berufsbildenden Schulen (Maschinenbau, Mathematik, Politik, Pädagogik)
	1974 - 1975 Studien-Referendar
	1975 Studienrat z.A.
	1977 Ernennung zum Studienrat (Beamter auf Lebenszeit)
	1980 Beförderung zum Oberstudienrat

D. GRÄBNER
DISSERTATIONS U. OFFSETDRUCKEREI

Gotenstraße 3
8602 Altendorf bei Bamberg
Telefon: 09545/8791